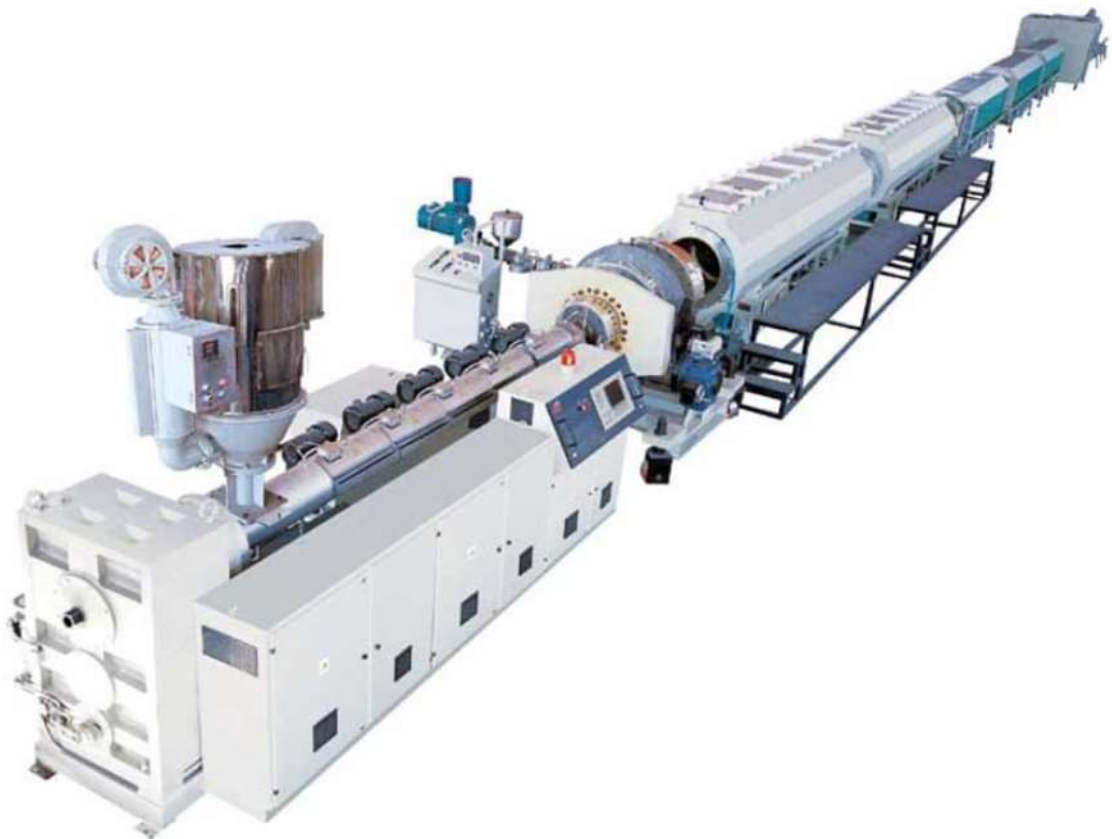


*О. Л. Сокольський
І. О. Мікульонок*

МОДЕЛЮВАННЯ ОБЛАДНАННЯ І ПРОЦЕСІВ ПЕРЕРОБЛЕННЯ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ МЕТОДОМ ЕКСТРУЗІЇ



**О. Л. Сокольський
І. О. Мікульонок**

**МОДЕЛЮВАННЯ
ОБЛАДНАННЯ І ПРОЦЕСІВ
ПЕРЕРОБЛЕННЯ ПОЛІМЕРНИХ
МАТЕРІАЛІВ МЕТОДОМ ЕКСТРУЗІЇ**

Монографія

Київ
КПІ ім. Ігоря Сікорського
2020

УДК [678.027.3+678.057.3]:678.073
С59

*Рекомендовано до друку Вченою радою
Національного технічного університету України
«Київський політехнічний інститут
імені Ігоря Сікорського»
(Протокол № 7 від 09.11.2020 р.)*

Рецензенти: *В. П. Місяць*, д-р техн. наук, проф.,
Київський національний університет технологій та дизайну
Л. О. Кривопляс-Володіна, д-р техн. наук, доц.,
Національний університет харчових технологій

Сокольський О. Л.

С59 Моделювання обладнання і процесів перероблення полімерних матеріалів методом екструзії [Текст] : монографія / О. Л. Сокольський, І. О. Мікульонок. Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2020. 252 с.: іл. Бібліогр.: с. 234–246.

ISBN 978-966-622-000-0

У монографії розглянуто наукові засади комплексного розроблення обладнання та процесів для підготовки та змішування розплавів композицій в черв'ячному екструдері, а також формування продукції за умов урахування нелінійної поведінки матеріалів, складної гідродинаміки, теплообміну, фазових переходів та інших особливостей технологічних процесів.

Для фахівців полімерного машинобудування та споріднених галузей виробництва, а також викладачів, аспірантів і студентів інженерно-хімічних спеціальностей закладів вищої освіти.

УДК [678.027.3+678.057.3]:678.073

ISBN 978-966-622-000-0

© О. Л. Сокольський, І. О. Мікульонок, 2020
© КПІ ім. Ігоря Сікорського (ІХФ), 2020

ВСТУП

Розвиток галузі переробки полімерів в Україні безпосередньо пов'язаний з потребою створення нового та удосконалення існуючого полімерпереробного обладнання. Для забезпечення необхідних параметрів технологічних процесів у сучасних економічних умовах розроблювані машини за своїми техніко-економічними показниками не повинні поступатися кращим світовим зразкам. Найактуальнішою проблемою є забезпечення довговічності й продуктивності машини за мінімальних матеріало- та енергоємності. Необхідність підвищення технічного рівня, якості та конкурентоспроможності полімерної продукції потребує безперервного вдосконалення методів розрахунку та технологій їх конструювання. Найпоширенішим процесом виробництва виробів з полімерних матеріалів є екструзія, а понад 70 % полімерної продукції – це екструдовані матеріали й вироби. Водночас для забезпечення внутрішнього ринку імпорту пластмасових виробів сягає 30 %, причому значну частку імпорту становлять екструзійні вироби складної геометричної форми [1]. Підвищується складність екструдованих профільних виробів, вимоги до їхньої якості, точності та стабільності розмірів і фізико-механічних показників. Задоволення потреб у вітчизняних екструдованих виробах складної конфігурації неможливе без використання сучасних числових методів розрахунків з визначення раціональних конструктивних параметрів обладнання й технологічних процесів з урахуванням взаємного впливу окремих стадій кожного з цих процесів.

Наразі найбільш достовірні результати отримані при моделюванні стаціонарних двовимірних гідродинамічних і теплових процесів. У той же час геометрія формуючих каналів і полімерних виробів ускладнюється, а розплави полімерних матеріалів змінюють свої властивості в процесах підготовки та під час формування. Це ускладнює моделювання цих процесів, особливо за наявності вільних і контактуючих поверхонь на виході з формувальних каналів та в зоні калібрування переробного обладнання.

Моделювання окремих стадій технологічного процесу формування екструдованих виробів складної форми ускладнюється тим, що робочі канали формувального устаткування мають різноманітну геометрію, деформаційні й теплові режими. Ці чинники взаємно пов'язані зі зміною реологічних властивостей полімерних матеріалів на різних стадіях процесу перероблення.

Також для збільшення точності розрахунків необхідно враховувати ефекти, які традиційно не брали до уваги через складність їх визначення, проте які можуть мати значний вплив на перебіг процесів перероблення й формування полімерних виробів. До таких ефектів на різних стадіях процесу екструзії можна віднести тертя кочення гранул полімеру, пористу структуру полімерної пробки в каналі екструдера, неоднорідність властивостей розплаву в перерізах каналів, в'язкопружні властивості розплавів, утворення залишкових напружень у процесах калібрування та охолодження полімерних виробів тощо.

Для підвищення конкурентоспроможності розробок вітчизняних проектувальників екструзійного обладнання та виробників екструдованої полімерної продукції заміною імпортних полімерних виробів та обладнання

вітчизняною продукцією необхідно розроблення наукових засад та уточнених методів розрахунків параметрів технологічних процесів одержання полімерних композицій та їх наступного формування у виробі.

Незважаючи на те, що процеси змішування й диспергування набувають надзвичайно великого значення у виробництві й використанні термопластичних полімерів для виготовлення виробів з композиційних матеріалів, на сьогодні ці процеси і пристрої ще розраховують і проектують з недостатньою точністю.

Через складність геометрії робочих органів обладнання, визначення законів стану полімерних матеріалів від зміни різних чинників у різних ділянках каналів і розподілу компонентів композиції в певний момент часу, точні аналітичні залежності для визначення показників якості змішування можливо отримати лише для найпростіших зразків геометрії робочих органів та умов перебігу технологічних процесів.

У багатьох методах розрахунків змішувальна ефективність обладнання оцінюється не безпосередньо за концентрацією компонентів у пробах, а опосередковано, за такими параметрами, як нагромаджена деформація зсуву, час та інтенсивність зсувного деформування, зсувні напруження і т. д. Зазвичай ці показники є занадто загальними й не завжди дають змогу отримати повну інформацію про якість процесу змішування та одержуваної суміші.

Метою проведених авторами досліджень було створення наукових засад математичного моделювання обладнання та процесів екструзійного перероблення термопластичних полімерних матеріалів на всіх стадіях технологічного процесу з урахуванням зміни властивостей зазначених матеріалів під дією зовнішніх і внутрішніх чинників.

Результати проведених досліджень дають змогу аналізувати особливості процесів підготовки, змішування розплавів композицій на базі матричного полімеру з іншим полімером, рідким або дисперсним наповнювачем та формування виробів за умов урахування нелінійної поведінки матеріалів, складної гідродинаміки, теплообміну, фазових переходів та інших особливостей технологічних процесів. Це дає змогу скоротити терміни й вартість розроблення нового обладнання за рахунок автоматизованого визначення його конструктивно-технологічних параметрів залежно від властивостей полімерних матеріалів. Розроблені авторами методики, конструктивні рішення та рекомендації допоможуть дослідникам і конструкторам підвищити конкурентоздатність розробок вітчизняного полімерного обладнання й замінити імпорتنі полімерні вироби та обладнання вітчизняними аналогами.

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ І СКОРОЧЕНЬ

- \dot{D} – швидкість зміни тензора деформації, s^{-1} ;
 De – число Дебори;
 I – одиничний тензор;
 F_{slip} – коефіцієнт ковзання полімеру по поверхні каналу, $kg/(m^2 \cdot s)$;
 e_{slip} – параметр матеріалу;
 k – коефіцієнт тертя;
 L – довжина каналу, мм;
 n – індекс течії;
 P – тиск, Па;
 T – температура, $^{\circ}C$;
 Q – об'ємна витрата, mm^3/s ;
 $\dot{\gamma}$ – швидкість зсуву, s^{-1} ;
 ξ – матеріальний параметр, що контролює зсувну в'язкість;
 ε – матеріальний параметр, що контролює розширювальну здатність розплаву;
 v – швидкість, м/с;
 λ_1 – час релаксації для розплаву, с;
 λ_2 – час ретардації для розплаву, с;
 ∇ – оператор Гамільтона, m^{-1} ;
 η – постійна зсувна в'язкість, $Pa \cdot s$;
 η_1 – динамічна в'язкість, $Pa \cdot s$;
 η_2 – об'ємна в'язкість, $Pa \cdot s$;
 η_r – неньютонівський внесок у загальну в'язкість, $Pa \cdot s$;
 ρ – густина, kg/m^3 ;
 τ_1 – в'язкопружна компонента;
 τ_2 – пружна компонента;
 ∇
 τ – верхня конвективна похідна;
 Δ
 τ – нижня конвективна похідна.

Основні скорочення:

- КПІ ім. Ігоря Сікорського – Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
НВП – науково-виробниче підприємство (при назві установи);
ПАТ – публічне акціонерне товариство (при назві установи);
ПВХ – полівінілхлорид;
ПЕНГ – поліетилен низької густини;
ПЕВГ – поліетилен високої густини;
ПС – полістирол;
ТОВ – товариство з обмеженою відповідальністю (при назві установи);
ФТТ – Фан-Тьєн-Таннер;
ФР – Флетчер-Рівс.

1. ТЕНДЕНЦІЇ РОЗВИТКУ ПРОЦЕСІВ ТА ОБЛАДНАННЯ ЕКСТРУЗІЙНОГО ПЕРЕРОБЛЕННЯ ТЕРМОПЛАСТИЧНИХ МАТЕРІАЛІВ

1.1. Використання термопластичних полімерів і пластмас

Натепер полімерні матеріали широко використовуються в різних галузях економіки й побуті. За обсягами споживання серед полімерної продукції перше місце належить полімерним плівкам, основна галузь використання яких є упаковка, а в сільському господарстві – будівництво та експлуатація теплиць. У сільському господарстві завдяки застосуванню перфорованої плівки для укриття полів врожайність деяких культур збільшується до 30 %, а терміни дозрівання пришвидшуються до двох тижнів [1]. Використання поліетиленової плівки для гідроізоляції штучних водоймищ сприяє істотному зниженню втрат вологи, що запасається. Укриття плівкою сінажу, силосу, кормів тощо забезпечує краще їхнє збереження за несприятливих погодних умов [2].

У холодний час теплиці обігрівають за допомогою гарячої води, що циркулює в полімерних трубах, закладених у ґрунт на глибину 0,6–0,7 м [3]. За хімічною структурою полімерів, які використовуються в тепличних господарствах, – це переважно поліетилен, неластифікований полівінілхлорид та меншою мірою поліаміди. Поліетиленові плівки вирізняються кращими світлопроникністю і міцнісними параметрами, але меншою стійкістю до погодних умов, схильністю до старіння й порівняно низькими теплоізоляційними властивостями. Водночас термін їх придатності не перевищує двох сезонів. Поліамідні та інші плівки поки застосовуються рідше.

Інший напрям широкого застосування полімерних матеріалів у сільському господарстві – меліорація, де широко застосовуються труби й шланги для поливу, особливо для найбільш прогресивного наразі краплинного зрошення, а також пластмасові перфоровані дренажні труби. Термін служби полімерних труб у дренажних системах у 3–4 рази більший, ніж у керамічних.

Полімерні матеріали також є незамінними в пакувальній галузі. Вони мають низку функціональних властивостей, які виводять полімери на провідні позиції на ринку завдяки економічній ефективності та споживчим якостям. Це зумовлено тим, що полімери мають одночасно такі якості як низька маса, високі експлуатаційні характеристики, простота виробництва, естетичні переваги та відносно малі виробничі витрати. Полімери дають змогу створювати упаковки різноманітної форми, мають кращі захисні властивості порівняно з традиційними пакувальними матеріалами – картоном і папером.

Існує декілька переваг використання полімерів при виготовленні пакувань [4]:

- поєднання властивостей, якого неможливо досягти в разі використання традиційних матеріалів;
- висока стійкість до ударної дії порівняно зі склом;
- високі амортизаційні властивості;
- еластичність;

- низький модуль пружності під час розтягу, м'якість;
- хімічна інертність порівняно з металами;
- стійкість до впливу навколишнього середовища;
- простота оброблення;
- можливість серійного виробництва;
- низька густина;
- гнучкість під час проектування, яка дає змогу отримувати різноманітні форми, що є неможливим за використання традиційних матеріалів;
- зниження витрат (без застосування пластмасового упакування виробничі витрати та споживання енергії збільшуються на 100 %, а об'єм відходів – на 150 %);
- збереження природних ресурсів.

Водночас полімери мають певні недоліки, а саме:

- значні витрати на сировину;
- екологічна шкода після закінчення терміну застосування;
- низькі значення міцності й модуля пружності під час розтягу.

Використання полімерних матеріалів у машинобудуванні стрімко зростає. З полімерів виготовляють усе більше відносно дрібних, але конструктивно складних і відповідальних деталей машин та обладнання, і водночас усе частіше полімери почали застосовуватися у виготовленні великогабаритних корпусних деталей машин і механізмів, що піддаються значним експлуатаційним навантаженням.

Полімери займають одне з перших місць серед конструкційних матеріалів в машинобудуванні, зокрема на початку третього тисячоліття об'ємне споживання пластмас у цій галузі вже перевищило споживання сталі [5].

Доцільність застосування полімерних матеріалів і виробів у машинобудуванні передусім визначається можливістю здешевлення продукції. Водночас поліпшуються найважливіші техніко-економічні показники машин: зменшується маса, підвищуються довговічність, надійність та ін. У результаті впровадження полімерів істотно заощаджуються метали й сплави, а завдяки зменшенню відходів під час переробки суттєво підвищується коефіцієнт використання матеріалів. Так, середні значення цього показника для пластмас приблизно вдвічі вищі, ніж для металів.

Основні переваги полімерних конструкційних матеріалів:

- висока питома міцність;
- хороші діелектричні характеристики;
- зносостійкість;
- хімічна стійкість;
- можливість в широких межах варіювати властивості модифікацією полімерів або поєднанням їх з різними інгредієнтами.

До недоліків полімерних матеріалів належать:

- схильність до старіння;
- відносно невисока теплостійкість;
- залежність міцності від режимів навантаження (температури, часу);
- схильність до деформування під навантаженням (повзучість);
- відносно великий температурний коефіцієнт лінійного розширення;

– деформація та деструкція в результаті впливу на матеріал вологи або агресивних середовищ.

Донедавна широкому використанню полімерних матеріалів у машинобудуванні перешкождали такі загальноновизнані недоліки полімерів як низькі (порівняно з марочними сталями) міцність і теплостійкість. Рубіж міцнісних властивостей полімерних матеріалів вдалося подолати переходом до композиційних матеріалів, передусім скло- й вуглепластиків. Водночас полімери зберегли обсяги виробництва при масовому виготовленні значної кількості тих виробів, від яких не вимагається особливо висока міцність: ковпачків, заглушок, штуцерів, рукояток, шкал і корпусів приладів [5].

Майже три чверті внутрішнього оздоблення салонів автомобілів, пасажирських вагонів, літаків, річкових і морських суден наразі становлять декоративні пластики, тканини, синтетичні плівки і штучна шкіра. За хімічною структурою перші місця за обсягом використання займають стирольні пластики, полівінілхлорид і поліолефіни. Поки що дещо уступають їм, але з кожним роком все більше наздоганяють поліуретани, поліефіри, акрилати й інші полімери. До переліку деталей автомобіля, що виготовляють з полімерів, належать кузови і кабіни, обробка салону і бампери, радіатори і підлокітники, електроізоляційні елементи, шланги, сидіння, дверцята, капот.

Ті ж переваги сприяють і широкому застосуванню полімерних матеріалів в авіаційній промисловості. Наприклад, заміна алюмінієвих сплавів графітонаповненим пластиком при виготовленні передкрилка крила літака дає змогу знизити його масу на 22 %, вартість – на 25 %, зменшити кількість деталей з 47 до 14, елементів кріплення – з 1464 до 8. При цьому запас міцності конструкції складає 178 % [6].

Синтетичні полімерні матеріали в будівництві швидко набули провідного місця. Вони використовуються як в'язучі речовини, компоненти дорожніх покриттів, конструкційні, тепло- та гідроізоляційні матеріали тощо. Важливими властивостями пластмас для застосування в будівництві є їхня водонепроникність, висока стійкість до дії хімічних речовин та мікроорганізмів. Широкого застосування в будівельних конструкціях набули скло- і деревопластики, полімербетони та пінопласти. Застосування полімерних мембран стало невід'ємною частиною в будівництві покрівель. У різних галузях застосування будівельних пластмас, до них ставлять декілька подібних основних вимог, насамперед високі довговічність і механічну міцність. Недоліком більшості зазначених матеріалів є невисока температура експлуатації, займистість, токсичність, схильність до процесів окиснювальної деструкції, що призводить до погіршення їх фізико-хімічних та експлуатаційних показників [6].

У медицині використовують полімерні матеріали загальнотехнічного призначення та спеціальні полімерні матеріали.

Полімерні матеріали загальнотехнічного призначення застосовують для виготовлення будівельного і санітарно-технічного устаткування лікувальних установ, предметів догляду за пацієнтами, лабораторного посуду, деталей приладів, апаратури, інструментів та ін. Натепер найширше використовують

полімерні матеріали на основі полівінілхлориду, полістиролу та його співполімерів, поліпропілену, поліметилметакрилату та поліуретанів.

Спеціальні полімерні матеріали медичного призначення використовують у безпосередньому контакті з живим організмом: в ендопротезах, матеріалах і виробках для відбудовної хірургії, для відбору та зберігання крові, компонентів терапевтичних і діагностичних засобів, деталей апаратури, що замінює функції органів. Основу таких полімерних матеріалів становлять природні та синтетичні високомолекулярні сполуки (ВМС), які є нешкідливими для живих організмів. За впливом на організм такі полімерні матеріали поділяють на біоінертні, біосумісні й біоактивні.

Біоінертні матеріали майже не змінюють свої властивості під впливом живих організмів. Їх використовують для створення клапанів серця, штучних судин, м'язових зв'язок, очних кришталіків, деталей апаратів штучної нирки та серця. До них належать фторопласти, силікони, поліетилени, поліпропілен і поліметилакрилат.

Біосумісні матеріали здатні поступово піддаватись біодеструкції, тобто руйнуванню в біологічних середовищах. Це дає змогу виконувати відбудовні хірургічні операції. Їх використовують у вигляді ниток, плівок, сіток і комбінованих протезів, закриття ран внутрішніх органів, заміщення дефектів кісткової тканини, заповнення післяопераційних порожнин. У числі таких матеріалів застосовують співполімери вінілпіролідону, акриламиду, акрилатів.

Біоактивні матеріали мають фізіологічну активність завдяки лікарським препаратам, що містяться в них як спеціальні домішки. Їх використовують як готові лікарські форми, де ВМС відіграють роль основи композиції або мають власну фізіологічну активність, наприклад сульфапіридазином, пілокарпіном, тринітролонг, динітросорбілонг, похідні целюлози.

1.2. Класифікація термопластичних матеріалів та їхні основні технологічні властивості

1.2.1. Класифікація термопластичних матеріалів

За способом одержання полімери можна поділити на [7]:

– натуральні полімери, або біополімери (наприклад, натуральний каучук, білки, нуклеїнові кислоти, такі як РНК, ДНК, полісахариди, наприклад крохмаль і целюлоза);

– синтетичні полімери (наприклад, поліетилен, який виготовляють із продуктів нафтопереробки, або біополіетилен, який виготовляють шляхом ферментації цукрового очерету);

– модифіковані полімери (натуральні або синтетичні), структура яких була змінена в процесі фізичної або хімічної модифікації.

Класифікація полімерів ґрунтується на таких ознаках:

- за хімічним складом: неорганічні, органічні, елементоорганічні;
- за походженням: природні, штучні, синтетичні;
- за формою макромолекули: лінійні, стрічкові, розгалужені, східчасті, просторові, сітчасті, тривимірні;

- за фазовим станом: аморфні, кристалічні;
- за природою атомів полімерного ланцюга: карбо-, гетероланцюгові;
- за реакцією на нагрівання: термопластичні, термореактивні;
- за кількістю елементарних ланок полімерного ланцюга: полімер, гомополімер;
- за полярністю: полярні, неполярні.

Розглянемо найбільш вживані види полімерів.

Поліетилен $(-\text{CH}_2-\text{CH}_2-)_n$ – продукт полімеризації етилену. Залежно від умов одержання має різні густину й ступінь кристалічності (від 55 % до 95 %). За властивостями відповідно до різних методів синтезу поділяється на поліетилен низької густини (ПЕНГ) і поліетилен високої густини (ПЕВГ). Поліетилен можна застосовувати тривалий час у температурному інтервалі від мінус 70 °С до 60–100 °С. Поліетилен є хімічно стійким і за нормальної температури не розчиняється в жодному з відомих розчинників. Недоліком поліетилену є його схильність до старіння. Для захисту від старіння в поліетилен додають стабілізатори та інгібітори. Наприклад, 2–3 % сажі сповільнюють процес старіння в 30 разів. Під дією іонізуючого випромінювання поліетилен набуває більшої міцності й теплостійкості. Його застосовують для виготовлення труб, плівок, литих і пресованих несилкових деталей, а також покриттів на металах для захисту від вологи, корозії, електричного струму.

Поліпропілен $(-\text{CH}_2-\text{CHCH}_3-)_n$ є твердим, хімічно стійким, нетоксичним матеріалом, який здатний зберігати форму до температури 350 °С. Плівки й волокна з поліпропілену мають високу міцність та еластичність. Недоліками поліпропілену є його невисока морозостійкість (від мінус 10° С до мінус 20° С) і схильність до старіння. Поліпропілен застосовують для виготовлення труб, конструкційних деталей автомобілів, корпусів пристроїв, різних ємностей та ін. Плівки використовують для тих самих цілей, що й поліетиленові.

Полістирол $(-\text{CH}_2-\text{CHC}_6\text{H}_5-)_n$ – твердий, прозорий, аморфний полімер, розчиняється в бензолі, добре фарбується. Недоліками полістиролу є його невисока теплостійкість, схильність до старіння та крихкість. З полістиролу виготовляють деталі машин, деталі для радіотехніки і приладів, посудини для води та хімікатів, електроізоляційні плівки.

Полівінілхлорид $(-\text{CH}_2-\text{CHCl}-)_n$ – аморфний полімер, який має високі електроізоляційні властивості та не підтримує горіння. Непластифікований твердий полівінілхлорид (вініпласт) має високу міцність і пружність. З нього виготовляють труби, плівки, деталі вентиляційних і водостічних систем, захисні покриття для металу, облицювальні плитки. Його недоліками є відносно низька міцність і низька робоча температура (до 60–70 °С), крихкість за низьких температур. За введення пластифікатора одержують полівінілхлоридний пластикат, що має морозостійкість до мінус 50 °С і температуру розм'якшення 160–195 °С. Він застосовується для ізоляції проводів і кабелів, виготовлення ущільнювальних прокладок тощо.

Поліаміди – це полімери із загальною формулою $(-\text{NH}-\text{CO}-(\text{CH}_2)_m-\text{NH}-\text{CO}-(\text{CH}_2)_n-)$, де метиленові групи $(-\text{CH}_2-)$ повторюються від двох до десяти

разів (капрон, нейлон, анід та ін.). Між групами CO і NH, які належать різним ланцюжкам, виникає водневий зв'язок, що зумовлює утворення регулярної структури та підвищення температури плавлення до 210–264 °С. Поліаміди мають порівняно низький коефіцієнт тертя (менше 0,05). Вони удароміцні та здатні поглинати вібраційні коливання, мають високу стійкість до лугів, бензину, спирту. Недоліками поліамідів є їхня гігроскопічність і схильність до старіння через окиснення при переробці. З поліамідів виготовляють зубчасті колеса, втулки, підшипники, болти, гайки, шківни тощо. Із застосуванням однієї орієнтації виробляють поліамідні волокна, нитки та плівки.

Поліуретани містять уретанову групу (–NH–COO–). Залежно від вихідних речовин, що застосовують при одержанні поліуретанів, вони можуть мати різні властивості: бути твердими, еластичними, термопластичними або терморезистивними. Властивості поліуретанів є близькими до властивостей поліамідів. Діапазон їх робочих температур від мінус 70 °С до 170 °С. З поліуретану одержують хімічно стійкі й низькогігроскопічні плівки й волокна.

Поліетилентерефталат (ПЕТ, ПЕТФ, лавсан) – складний полієфір. ПЕТ є кристалічним полімером, проте за швидкого охолодження розплав можна одержувати аморфний полімер, який за умови нагрівання понад 80 °С починає кристалізуватися. Температура плавлення ПЕТ 255–257 °С, морозостійкість до мінус 70 °С. Він є діелектриком, має високу хімічну стійкість. З нього виготовляють зубчасті колеса, паси, канати, волокна, тканини, плівки тощо.

Полікарбонат (дифлон) – складний полієфір вугільної кислоти. Він є кристалічним полімером, якому при плавленні й швидкому охолодженні можна надати аморфну структуру. Такий матеріал є склоподібним і прозорим. Полікарбонату властиві гнучкість й водночас міцність і твердість у широкому діапазоні температур. Полікарбонат є хімічно стійким до розчинів солей, розведених кислот і лугів, мастил, але руйнується міцними лугами. З полікарбонату виготовляють оптичні та прозорі будівельні вироби, гнучкі й міцні плівки, зубчасті колеса, підшипники, авто- та радіодеталі та ін.

Поліарилати – складні гетероланцюгові полієфіри. Вони мають високу термічну стійкість і морозостійкість (до мінус 100 °С), високі показники міцності, хімічної стійкості, антифрикційні властивості. Поліарилати використовують для виробництва підшипників, які здатні працювати у вакуумі без застосування мастил, а також як ущільнювальні матеріали в буровій техніці.

Полііміди – ароматичні гетероциклічні полімери. Ланцюг їхніх макромолекул містить амідні цикли та ароматичні ядра, які з'єднані гнучкими зв'язками –O–, –CO–. Полііміди мають високі механічні та електроізоляційні властивості, стійкі до стирання, мають низький коефіцієнт тертя. Полііміди характеризуються широким діапазоном робочих температур (від мінус 200 °С до 300 °С), стійкістю до радіації. На їх основі виробляють плівки, які за міцністю майже не поступаються лавсановим. Вони стійкі до дії розчинників, мастил, слабких кислот, проте руйнуються за умов тривалого впливу киплячої води та водяного пару, можуть довгостроково працювати у вакуумі та за високих температур. Їх використовують для виготовлення виробів конструкційного, антифрикційного та електроізоляційного призначення.

1.2.2. Технологічні властивості термопластичних матеріалів

Полімери характеризуються еластичністю (каучуки), малою крихкістю (пластмаси, органічне скло), здатністю макромолекул до орієнтації за дії спрямованого механічного поля, високою в'язкістю розчину за малої концентрації полімеру, розчинністю після стадії набухання, здатністю стрімко змінювати свої фізико-механічні властивості при дії малої кількості реагенту. Полімери можуть перебувати в склоподібному, високоеластичному або в'язко-рідкому стані.

Зі зміною температури полімер може переходити з одного фізичного стану в інший. З підвищенням температури полімери розм'якшуються і стають пластичними.

Механічні властивості полімерів залежать не тільки від їхньої будови та температури, але і від часу експлуатації та докладеного навантаження. При дії докладених напружень відбувається як розпрямлення та розкручування ланцюжків макромолекул, так і їх переміщення.

У процесі перероблення розплавів термопластів, які представляють собою нелінійні в'язкопружні рідини, здійснюється їх течія в каналах складної геометрії в неізотермічних умовах. Тому до технологічних властивостей термопластів належать їхні реологічні й теплофізичні властивості, кінетика фазових переходів, а також об'ємні характеристики сипких матеріалів у твердому стані. Крива течії і в'язкість за фіксованої швидкості зсуву використовуються для порівняльної характеристики сировини й математичного моделювання технологічних процесів, показник текучості розплаву (ПТР) – для порівняльної характеристики сировини та орієнтовного вибору способу перероблення, залежність реологічних властивостей термопластів від температури й тиску, функція дисипації та швидкість ковзання розплаву по стінці каналу, температура склування й плавлення, коефіцієнти тепло- й температуропровідності, теплоємність, густина, константи й функції реологічних рівнянь стану – для математичного моделювання процесів, насипна густина гранул і гранулометричний склад – для вибору дозаторів.

Пластмаси – це штучні або синтетичні матеріали, які одержують на основі органічних полімерів [6].

Основними інгредієнтами, що входять до складу пластмас, є:

- наповнювачі, які застосовують для підвищення міцності, твердості, хімічної стійкості та поліпшення інших властивостей пластмас;
- пластифікатори, які застосовують для покращення технологічних та експлуатаційних властивостей;
- стабілізатори, які застосовують для підвищення стійкості пластмас до впливу зовнішніх чинників, які сприяють деструкції полімеру;
- барвники;
- антистатиками;
- агенти для зшивання молекули полімеру;
- за потреби також додають речовини, що змащують, прискорюють твердіння, поліпшують антифрикційні або фрикційні властивості.

Термопласти випускають або без наповнювача (поліетилен, органічне скло), або з наповнювачами у вигляді дисперсних частинок, мінеральних і синтетичних волокон.

Загальними особливостями пластмас є мала густина (до $2 \cdot 10^3$ кг/м³), низька теплопровідність (0,1–0,3 Вт/(м·К), високі електроізоляційні властивості, фрикційні та антифрикційні властивості, висока хімічна стійкість, значне теплове розширення. Пластмаси мають високі технологічні властивості. Міцність конструкційних пластмас порівнянна з міцністю сталі і вище. Недоліками пластмас порівняно з металами є низькі теплостійкість і модуль пружності під час розтягу.

Деякі пластмаси мають схильність до старіння, тобто зміни фізико-механічних властивостей, спричиненої різними хімічними реакціями (окиснення, утворення вільних радикалів, деполімеризація з одиничними розривами молекулярних ланцюжків), які проходять у полімері. Старіння може відбуватися також унаслідок дії теплоти, озону та атмосфери протягом тривалого часу. Якщо до цього додаються механічні навантаження, то процес старіння пришвидшується. Для уповільнення та запобігання старінню до складу полімерів вводять антиоксиданти.

За тривалого статичного навантаження в термопластах з'являється вимушена еластична деформація, під дією якої їхня міцність знижується. Зі збільшенням швидкості деформування високоеластична деформація не встигає розвиватися й відбувається крихке руйнування. Більш міцними і твердими є кристалічні полімери. Границя міцності більшості вживаних термопластів становить 10–100 МПа, модуль пружності під час розтягу 1800–3500 МПа. Вони добре протистоять втомі, їхня довговічність вища, ніж металів.

Дослідження течії полімерних рідин не може бути здійснено на основі класичних рівнянь Нав'є–Стокса. Для опису стану розплавів полімерів застосовують такі основні реологічні закони [8–10]:

- степеневий закон;
- закон Бьорд–Карро (*Bird-Carreau*);
- закон Кросса;
- модифікований закон Кросса;
- закон Карро–Ясуда (*Carreau-Yasuda*) та інші.

Під час неізотермічної течії полімеру важливим чинником впливу на в'язкість, крім швидкості зсуву, є температура [11–14]. Тоді в'язкість розплаву буде розраховуватися так

$$\mu = H(T)\mu_0(\dot{\gamma}), \quad (1.1)$$

де $H(T)$ – закон залежності в'язкості від температури, $\mu_0(\dot{\gamma})$ – в'язкість розплаву за початкової температури й відомої швидкості зсуву.

Основні закони залежності в'язкості від температури:

- закон Арреніуса;
- закон апроксимації Арреніуса;
- закон Уільямса–Лендела–Феррі.

Для полімерних матеріалів характерно не лише в'язка, але й пружна поведінка (в'язкопружність) [15–17]. Наприклад, цей тип поведінки характерний для полімерного розплаву на вході в канали екструзійної головки при зміні поперечного перерізу каналу, внаслідок чого виникає перепад тиску. Це відбувається через деформації розплаву в переходах між ділянками з різними формами й розмірами поперечного перерізу. Частину повної деформації при цьому складають пружні деформації. На виході з екструзійної головки пружні деформації проявляються у вигляді зміни форми й розмірів поперечного перерізу струменя (так зване «розбухання», або розширення, екструдату). При цьому вивільняється енергія пружних деформацій, утворена в результаті роботи переробного обладнання (наприклад, екструдера).

Здатність до оборотної деформації є наслідком так званої ентропійної пружності розплавів полімерів. Це означає, що макромолекули, які у вільному стані хаотично переплутані (оскільки стан максимального безладдя – це стан максимально можливої ентропії), у процесі деформування можуть значно орієнтуватися в напрямку деформації. При цьому розплав полімеру переходить у стан, який характеризується більшим ступенем впорядкованості, а отже нижчою ентропією. Однак як тільки це відбувається, орієнтована сітка прагне повернутися до стану з максимально можливим безладом (на підставі другого закону термодинаміки). Матеріал пристосовується до деформованого стану, проте з часом відбувається поступове перегрупування макромолекул (так звана релаксація). Оскільки процес релаксації проходить повільно, він не завершується до моменту виходу матеріалу з екструзійної головки. У результаті процес зниження орієнтованості макромолекул продовжується й після виходу матеріалу з головки. Час, необхідний для повної релаксації матеріалу з орієнтованого стану, зменшується із підвищенням температури, оскільки в цьому разі підвищується рухливість молекул і зростає вільний об'єм.

Встановлено [18, 19], що розплав «запам'ятовує» деформований стан, якому він піддавався під час проходження крізь екструзійну головку. Це явище, зване «ефектом пам'яті», характерно для в'язкопружних рідин.

Коли полімерний розплав проходить крізь екструзійну головку, він піддається деформації двох типів:

- деформації внаслідок розтягування або стиснення у звужених або розширених ділянках каналу, відповідно;
- зсувної деформації внаслідок розвитку профілю швидкостей у каналі.

Крім цього, екструдат може піддаватися вільному розтягуванню за межами екструзійної головки (так звана фільерна витяжка).

У першому випадку швидкість поздовжньої деформації визначається виразом

$$\epsilon_D = \frac{dv}{dx}.$$

Одиничний об'єм розплаву за одиницю часу скошується на кут α внаслідок різниці швидкостей, що існує на його гранях. За безперервного деформування кут α прагне до 90° , а зсув Δl^+ в одиницю часу змінюється на

$\Delta(\Delta y)$. Це означає, що зсувна деформація також може розглядатися як спосіб орієнтації макромолекулярних ланцюжків у напрямку течії. Зазначене явище описується виразом

$$\dot{\epsilon}_s = \frac{\dot{\Delta l}^+}{\Delta l} = \dot{\gamma} .$$

Це передбачає можливість експериментального вимірювання оборотної одновісної деформації розтягування за допомогою розтягувального реометра. При використанні такого приладу полімерну нитку, наприклад, розтягують за заданої температури й витримують у цьому стані протягом декількох періодів часу різної тривалості. Потім полімерну нитку залишають у вільному стані й вона може вільно стискатися [20, 21]. Оборотна деформація, що виникає в результаті вільної усадки і природного збільшення діаметра нитки, може бути визначена за допомогою міри Генкі

$$\epsilon_R(L) = \ln \frac{l(t)}{l_\infty} = \ln \lambda_R(t) ,$$

де λ – ступінь витяжки; $l(t)$ – довжина зразка після розтягування й витримки протягом часу t ; l_∞ – довжина зразка після повної усадки.

Цей принцип пояснюється рис. 1.1. Ослаблення оборотної деформації також визначається як релаксація. Передбачається, що загальна деформація буде повністю оборотною негайно після її застосування. Під час витримки зразка в деформованому стані починає розвиватися необоротна складова деформації, величина якої є функцією часу. Частка необоротної деформації зростає за рахунок зниження частки пружної деформації, тобто за рахунок релаксації [22, 23]. Це зменшення оборотної деформації в часі є функцією матеріалу, температури та початкового рівня деформації [24].

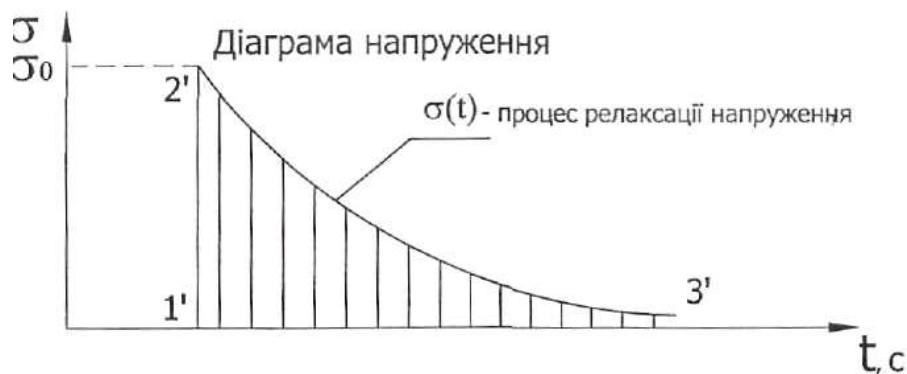


Рис. 1.1. Діаграма процесу релаксації напруження

Проілюструвати зміну пружних і в'язких властивостей розплаву зручно за допомогою механічних моделей, що складаються з послідовно з'єднаних пружини і поршня (рис. 1.2). Нитку полімерного розплаву (аналогом якого є система «пружина – поршень») у момент часу $t = 0$ розтягують на довжину Δl . Потім зразок витримують у розтягнутому стані (положення системи «пружина – поршень» підтримують постійним). Протягом цього часу в розплаві відбуваються релаксаційні процеси (демпфер переміщається в подовжньому

напрямку). За тривалого часу витримки ($t \rightarrow \infty$) пружина знову повернеться в початковий стан. Тобто енергія, витрачена в момент $t=0$ для розтягування пружини, спочатку пружна, повністю перетворюється на енергію в'язкої течії, що призводить до необоротної деформації поршня.

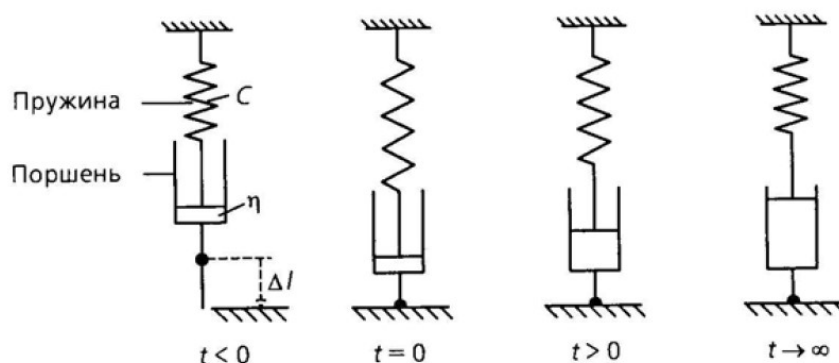


Рис. 1.2. Механічна модель «пружина – поршень», що ілюструє зменшення пружних деформацій з плином часу

Цьому процесу відповідає крива (рис. 1.3), що має вигляд експоненціальної функції, яка може бути описана рівнянням [22, 23]

$$\frac{d\varepsilon_R}{dt} = -\frac{\varepsilon_R}{\tau(\varepsilon_R)},$$

де $\tau(\varepsilon_R)$ – час релаксації, що є функцією миттєвого значення деформації ε_R .

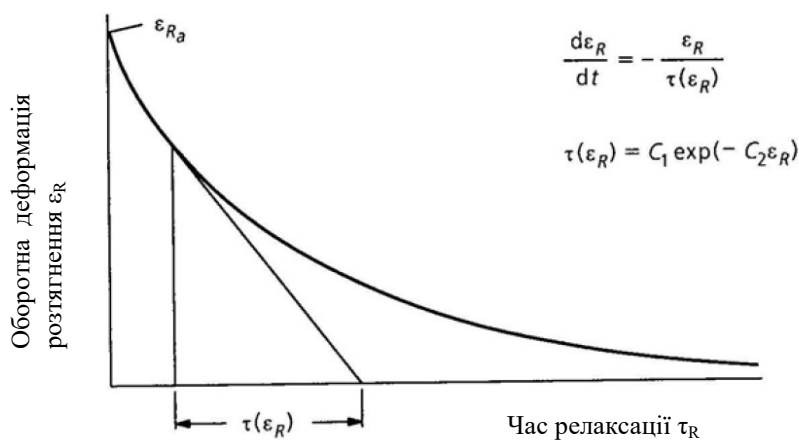


Рис. 1.3. Зміна оборотної деформації розтягнення у часі за постійної температури

Вимірювання показали, що цей характерний час релаксації для різних термопластів за різних температур і значень початкової деформації добре апроксимується виразом

$$\tau(\varepsilon_R) = C_1 \cdot \exp(-C_2 \cdot \varepsilon_R),$$

де C_1 і C_2 – характеристичні константи матеріалу [20, 21].

На рис. 1.4 наведено нормалізовану релаксаційну криву, а відповідний розподіл характерного часу релаксації $\tau(\varepsilon_R)$ – на рис. 1.5.

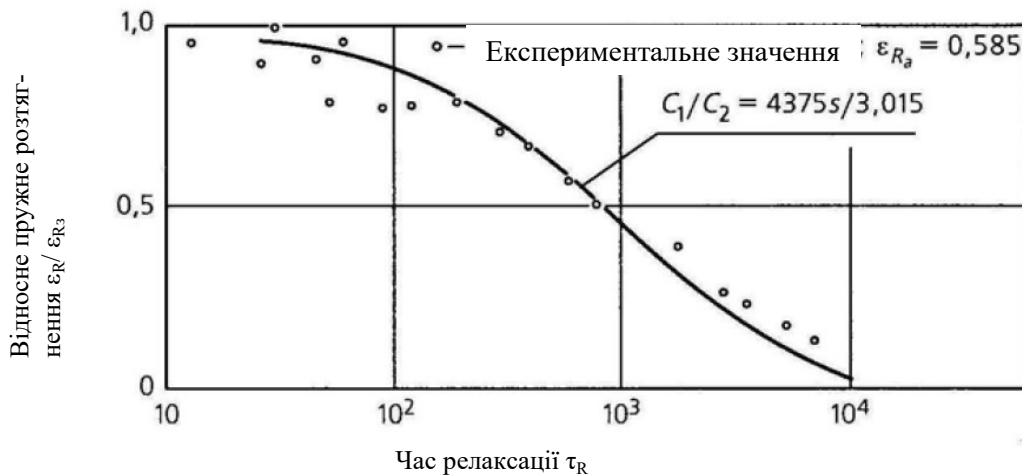


Рис. 1.4. Релаксація полістиролу загального призначення (ПС) за температури 130 °С

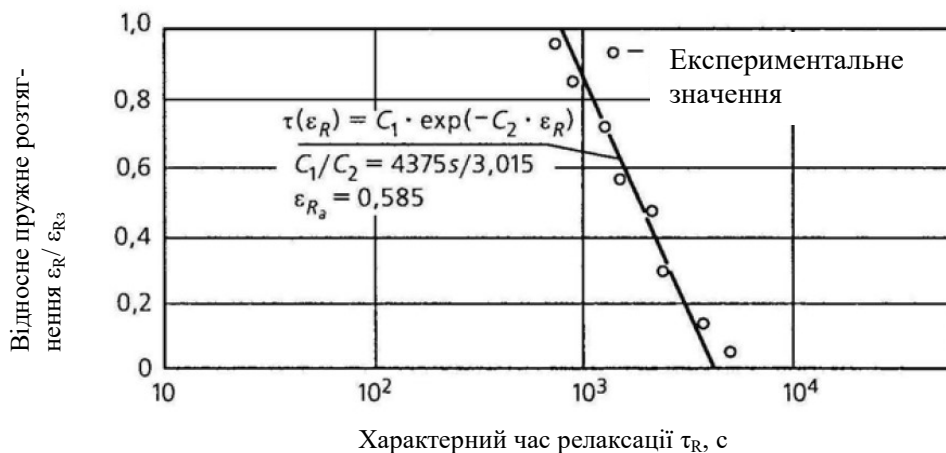


Рис. 1.5. Характерний час релаксації як функція відносного пружного розтягування для ПС за температури 130 °С

Величина C_1 враховує вплив температури. Якщо її значення для певної температури відомо, то його можна перерахувати для інших температур розплаву, використовуючи рівняння температурного зсуву

$$\tau(\varepsilon_R, T) = C_1(T^*) \cdot a_T(T) \cdot \exp(-C_2 \cdot \varepsilon_R),$$

де a_T – коефіцієнт зсуву для температурно-часової суперпозиції.

Одночасно з розвитком оборотних деформацій (у результаті зсуву або розтягування) у полімерному матеріалі виникають релаксаційні явища. Цей процес інтерпретується як накладення вже існуючих релаксаційних деформацій на одночасно виникаючі нові деформації. Протягом інтервалу часу Δt_i зовнішню форму частинки розплаву вважають незмінною, і початкова оборотна деформація за рахунок релаксації зменшується зі значення ε_{Ri-1} до ε_{Ri} . По закінченні інтервалу Δt_i стрибкоподібно додається додаткова деформація $\Delta \varepsilon_i = \varepsilon \cdot t_{i+1} \varepsilon$ за рахунок цього повністю оборотною.

Експериментальні дослідження з використанням розтягувального реометру показали, що розвиток оборотних деформацій добре апроксимується за допомогою цієї концепції, якщо крок збільшення часу Δt_i достатньо малий. Цей підхід може використовуватися для моделювання деформацій не лише за

різних температур, а й для інших типів деформацій. При цьому для коректного моделювання треба відповідним чином підбирати часовий крок Δt_i і враховувати вплив температури на релаксаційну поведінку за допомогою коефіцієнта C_1 .

Ця модель, розроблена Вортбергом і Юнком [22, 23], часто використовується завдяки її дохідливості й відносній простоті застосування. Існує безліч інших моделей, які також описують цей процес.

Усі моделі мають свої переваги й недоліки, які стають особливо помітними при використанні в прикладних програмах комп'ютерного моделювання течії розплавів полімерів. Наразі ще не існує моделей, які забезпечують задовільну точність моделювання при описі поведінки розплавів різних полімерів, підданим різним видам деформування (зсуву, одно- або багатовісному розтягуванню, а також різним комбінаціям цих видів) [25, 26]. Тому необхідно брати до уваги всі умови, за допомогою яких розроблялася та чи інша модель або визначалися параметри конкретного матеріалу. Це надасть змогу проводити аналіз з урахуванням всіх обмежень обраного методу.

Порівняно з формуванням виробів з інших пластичних середовищ (металів, харчових мас) для полімерів характерний прояв сповільненої пружності розплаву, що виявляється в розбуханні екструдату на виході з головки і спотворенні його форми й розмірів. Особливо помітно це при виготовленні виробів складного поперечного перерізу. Це пов'язано з тим, що під час течії в'язкопружних рідин по каналах різної форми в результаті зсуву шарів розтягування макромолекул відбувається нагромадження й релаксація високоеластичної деформації. Ці альтернативні процеси відбуваються безперервно та одночасно, перевага того чи іншого процесу залежить від геометрії каналу, швидкості й температури екструзії.

До складу екструзійних головок завжди входять перехідні й формувальні канали, які зазвичай мають кінцеву ділянку з постійними розмірами поперечного перерізу (так звану фільтру). Довжину цієї ділянки приймають з метою «заспокоєння» розплаву й забезпечення максимально можливої релаксації нагромаджених під час течії в каналах напружень і оборотних деформацій.

Період релаксації залежить також від передісторії течії й температури і не є постійною величиною. Для опису поведінки в'язкопружних рідин використовують поняття «характерного часу релаксації», який є часом, протягом якого початкове напруження (або оборотна деформація) знижується до умовно-рівноважного стану, відповідного заданій швидкості зсуву і температурі [27, 28]. Вважають, що за рівноважної деформації течія має чисто зсувний характер.

Якщо час течії розплаву в формувальному каналі менший за характерний час релаксації, то стаціонарний стан не досягається і релаксація продовжується після виходу з каналу. Усунути повністю розбухання екструдату неможливо навіть під час течії в дуже довгих каналах, оскільки нагромаджена в розплаві пружна енергія – не єдина причина розбухання. Перебудова профілю швидкостей від подібного параболічному до плоского (стрижньового) на виході

з головки також робить свій внесок у збільшення поперечного перерізу струменя, хоча цей внесок у розбухання не перевищує 10–20 % [29, 30]. На рис. 1.6 наведено типову схему утворення струменя розплаву на виході з головки та характерні зони відмінних швидкостей деформації й напружень [31].

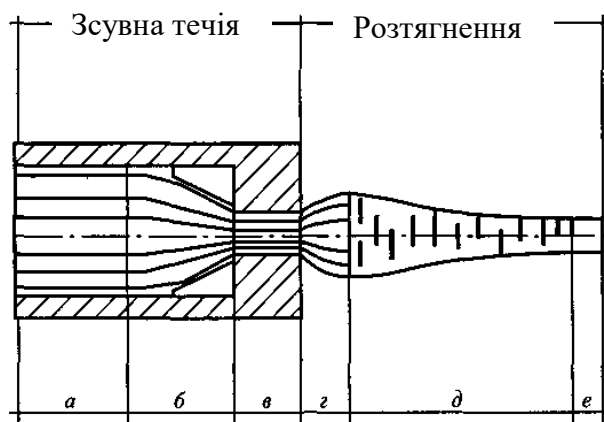


Рис. 1.6. Зони з різними режимами течії під час видавлювання розплаву полімеру з капіляра [32]: *a* – зона низьких швидкостей зсуву; *б* – зона прискорення; *в* – зона високих швидкостей зсуву в капілярі; *г* – зона пружного відновлення, відповідна переходу від напружень зсуву до розтягування екструдату; *д* – зона розтягування екструдату; *е* – зона відсутності деформацій

Форма струменя розплаву й розташування максимального розміру залежить від ступеня витягування та реологічних властивостей матеріалу. За відсутності витягування переріз з максимальними розмірами перебуває на найбільшій відстані від фільери, із збільшенням ступеня витягування цей переріз наближається до філь'ери, а його поперечні розміри зменшуються. Для розплавів з високою адгезією до металу зменшення поперечних розмірів струменя при високому ступеню витягування починається безпосередньо біля перерізу фільери на виході, при цьому максимум розмірів вироджується. Для розплавів з низькою адгезією до металу може спостерігатися витягування з отвору фільери, скорочуючи ефективну довжину формуючої ділянки [33].

Типовою особливістю, що спостерігається при витокі розплавів з насадок з будь-яким профілем поперечного перерізу, є збільшення поперечного перерізу струменя порівняно з перерізом насадки – так зване еластичне відновлення струменя або Барус-ефект [10, 27, 34].

Експерименти показують, що зі збільшенням швидкості зсуву високоеластичне відновлення у всіх випадках зростає, причому це зростання носить асимптотичний характер. Еластичне відновлення залежить також і від довжини капіляра. Найбільш істотна за величиною еластична деформація розвивається безпосередньо на вході в насадку.

Як тільки матеріал пройде крізь вхідний переріз потоку й потрапить у зону сталої течії, початкова деформація негайно починає релаксувати. Процес релаксації продовжується доти, поки нагромаджена високоеластична деформація не зменшиться до значення, відповідного еластичної деформації полімеру, що перебуває в стані стаціонарної течії [27, 34].

Тобто, стаціонарне значення еластичної деформації і є тим граничним значенням, до якого прагне еластична деформація струменя за збільшення L/d .

Таким чином, для полімерів характерні три види деформацій: пружна, яка відбувається миттєво і є оборотною, високоеластична, яка відбувається в часі й також оборотна, а також пластична (або течія), пов'язана зі зміною взаємного розміщення макромолекул і є необоротною. Високоеластичні деформації й час релаксації потрібно враховувати під час формування виробів. Якщо час деформації менше від часу релаксації, то відформований виріб може змінювати свої розміри й форму після формування. З підвищенням температури рухомість макромолекул збільшується, час релаксації, відповідно, зменшується, а частка пластичної деформації зростає [35, 36].

Завдяки можливості змінювання властивостей полімеру за рахунок використання наповнювачів, модифікаторів та інших добавок сучасною промисловістю використовується до ста й більше марок полімерних композитних матеріалів на основі одного базового полімеру, що істотно розширює його технологічні та експлуатаційні можливості [37].

Наповнювачі – переважно тверді неорганічні або органічні речовини, природного (мінерального або рослинного) і штучного походження.

За впливом на деформаційно-міцнісні властивості полімерів дисперсні наповнювачі поділяють на активні, що забезпечують зміцнювальний (армувальний) ефект, та інертні. Найбільший ефект зміцнення еластичних полімерів досягається тонкодисперсними наповнювачами, що мають високу поверхневу активність частинок, зокрема технічним вуглецем і колоїдальним SiO_2 (аеросил, «біла сажа»). Зміцнення склоподібних полімерів забезпечують головним чином наповнювачі з високим характеристичним відношенням (наприклад, довгі волокна, лусочки).

До теплофізичних властивостей, які застосовуються під час математичного моделювання процесів переробки термопластичних матеріалів (ТпМ), відносять густину, теплопровідність, масову теплоємність і температуропровідність, а також лінійний та об'ємний коефіцієнти теплового розширення [38]. Зазвичай теплофізичні властивості ТпМ залежать від його структури, природи й параметрів компонентів, а іноді і передісторії одержання або переробки як самих матеріалів, так і їх компонентів, які повною мірою врахувати під час аналітичного визначення цих властивостей важко або навіть неможливо. Тому доцільним є використання експериментально визначених значень властивостей ТпМ, отриманих бажано безпосередньо на відповідному переробному обладнанні.

1.3. Аналіз екструзійних методів перероблення термопластичних матеріалів та обладнання для їх реалізації

Найбільш поширене екструзійне обладнання можна класифікувати за такими показниками: типом робочих органів, їхньою кількістю, геометрією, функціональним призначенням, режимом роботи, термодинамічними параметрами процесів перероблення, співвідношенням довжини до діаметра черв'яка та ін. [37, 38]. Втім найбільш характерною класифікацією може бути поділ екструдерів за конструктивними ознаками (рис. 1.7).

Серед конструкцій екструдерів найбільшого поширення набули машини з обертовими робочими органами, які цілком або частково виконані у вигляді черв'яків. Подібні екструдери характеризуються універсальністю й забезпечують достатню продуктивність за умови задовільного змішувального ефекту, особливо за умови використання спеціальних змішувальних ділянок. Найбільш вживаними є одночерв'ячні, проте існує тенденція до зростання частки двочерв'ячних екструдерів.

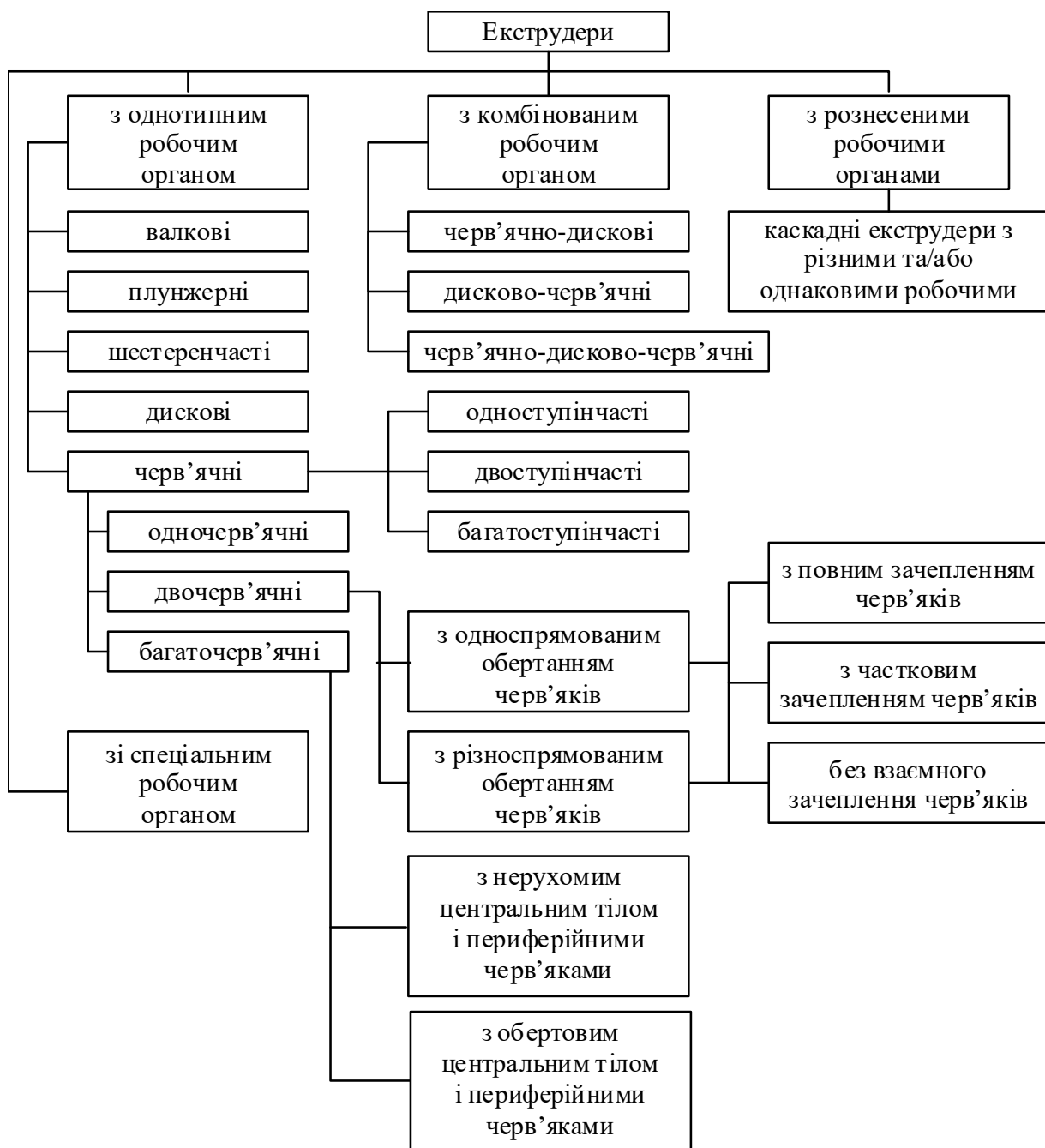


Рис. 1.7. Схема класифікації екструдерів за конструктивними ознаками

Найбільшого поширення в галузі перероблення ТпМ набули одночерв'ячні екструдери з циліндричними черв'яками, які мають постійний крок і змінну глибину каналу, а також двочерв'ячні екструдери з одно- та різноспрямованим обертанням циліндричних черв'яків з їх взаємним зачепленням.

Під час обертання черв'яка в екструдері матеріал рухається у гвинтовому каналі, утвореному внутрішньою поверхнею циліндра й нарізкою черв'яка. Рух матеріалу супроводжується його інтенсивними деформаціями та зростанням тиску за одночасного проходження найрізноманітніших процесів: нагрівання матеріалу за рахунок енергії, яка підводиться від системи нагрівання циліндра та енергії дисипації, ущільнення та плавлення пробки твердого полімерного матеріалу, змішування компонентів у розплаві, його гомогенізація, видалення з матеріалів газоподібних та інших компонентів та ін. Завдяки такій різноманітності процесів екструдери використовують на різних стадіях у технологічних схемах виробництва полімерів та виробів із пластмас, для переробки композиційних матеріалів з використанням термопластичних полімерів, а також вторинної полімерної сировини та інших матеріалів.

У технологічних схемах виробництва полімерів екструдери встановлюються після реакторів і застосовуються для видалення залишків мономерів з полімеру та його подачі в гранулювальну головку. Під час виробництва напівфабрикатів екструдери використовуються для плавлення й гомогенізації розплавів полімерів, а під час формування виробів – для плавлення, гомогенізації розплаву й продавлювання його крізь екструзійну головку для формування виробу заданого профілю. Екструзійним методом виготовляють труби, листи, плоскі й рукавні плівки, профільні вироби, наносять ізоляцію на кабелі й шар ламінації на плівкові й листові матеріали та ін. У лініях для виробництва композиційних матеріалів і формування виробів з них екструдери застосовуються для розплавлення полімеру та змішування його з наповнювачами, барвниками, стабілізаторами, пластифікаторами та іншими добавками, а також для гранулювання одержаної композиції або продавлювання підготовленого розплаву крізь екструзійну головку для одержання погонажних виробів.

Таким чином, найчастіше екструдери не експлуатують самостійно, а в складі спеціалізованих ліній або агрегатів, що містять й інші машини та апарати, які працюють узгоджено.

Типовим прикладом будови екструзійної лінії є лінія для виробництва труб (рис. 1.8).

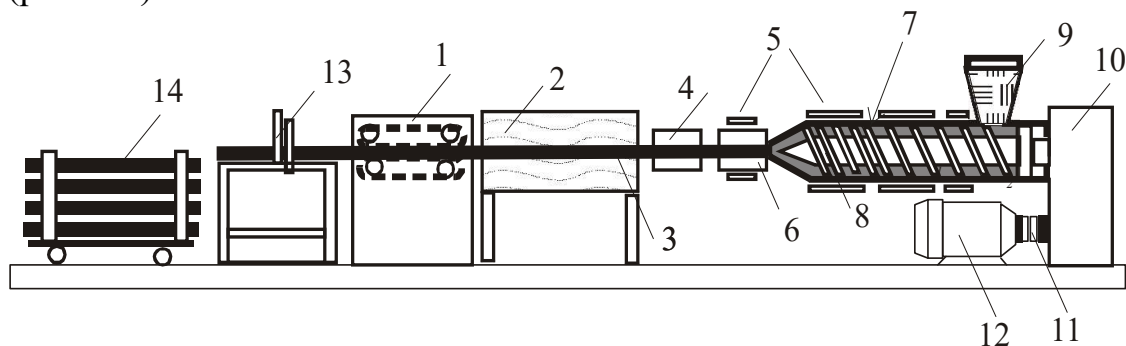
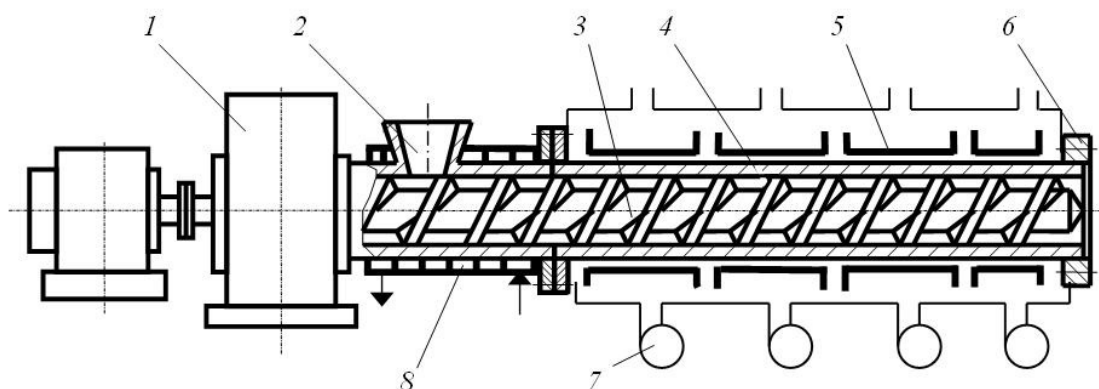


Рис. 1.8. Схема лінії для виробництва труб із термопластів: 1 – тягучий пристрій; 2 – охолоджувальна ванна; 3 – трубний виріб; 4 – калібратор; 5 – нагрівні елементи; 6 – головка; 7 – матеріальний циліндр екструдера; 8 – черв'як; 9 – бункер з гранулами термопласту; 10 – редуктор; 11 – муфта; 12 – електродвигун; 13 – відрізний пристрій; 14 – штабелер

Принцип дії лінії полягає в такому: гранульований матеріал з бункера надходить у циліндр екструдера, де розплавляється, гомогенізується та у вигляді трубчастої заготовки видавлюється крізь формувальний канал головки.

З формувальної головки заготовка труби надходить у калібратор, де калібрується по зовнішньому або внутрішньому діаметру й попередньо охолоджується до утворення на зовнішній поверхні труби твердого корку. Остаточне охолодження труби в межах температури 30–40 °С здійснюється у вакуумній і водяних ваннах охолодження. Проходження труби крізь калібратор і ванни охолодження здійснюється за допомогою тягучого пристрою, який далі подає трубу на відрізний пристрій. Трубу відрізають після досягнення номінальної довжини й далі вона скидається приймальним пристроєм у нагромаджувач. У нагромаджувачі поступово утворюється пакет мірних труб з подальшою перев'язкою його металевою або пластмасовою стрічкою.

Принципову схему черв'ячного екструдера наведено на рис. 1.9. Гранульований полімер надходить у завантажувальну лійку 2 екструдера, рухається вздовж циліндра 4 черв'яком 3, який обертається від приводу 1. Завдяки виконаній відповідним чином геометрії черв'яка під час свого руху полімер стискається, плавиться, гомогенізується й під певним тиском потрапляє в екструзійну головку, яка кріпиться до циліндра за допомогою фланцевого з'єднання 6. Повітря, яке міститься в проміжках між гранулами, витискається крізь завантажувальну лійку 2 завдяки деформації та плавлення гранул.



Теплота, необхідна для плавлення полімеру, надходить до нього здебільшого від приводу, механічна енергія якого шляхом дисипації в об'ємі матеріалу перетворюється на теплову. Частина енергії також підводиться від нагрівників 5, розташованих на поверхні циліндра 4. У певних режимах перероблення теплота дисипації перевищує необхідну для плавлення й гомогенізації, тому передбачають можливість відведення її надлишку охолодженням за допомогою вентиляторів 7 або системи рідинного охолодження. Для запобігання передчасного початку плавлення зона живлення екструдера охолоджується водою, яка подається в канали 8.

Насипна густина полімеру, що надходить до завантажувальної лійки, менша за густину розплаву, тому в області плавлення об'єм каналу черв'яка поступово зменшується, найчастіше за рахунок зменшення глибини нарізки, а рідше за рахунок зменшення кроку нарізки [37].

Для конструювання екструдерів особливо важливим є проектування геометрії черв'яка, від якої залежить як продуктивність, так і якість підготовки одержуваного розплаву [38]. Найпростіша конструкція, так званий тризонний черв'як, має по довжині три зони: зону подачі (живлення) з циліндричним осердям і більшою глибиною каналу, зону плавлення з конічним осердям і зону дозування (гомогенізації) з циліндричним осердям і меншою глибиною каналу.

При цьому потрібно зазначити, що якісна переробка кожного ТпМ потребує своєї геометрії робочих органів. Іншими словами, черв'як, сконструйований для одного ТпМ, у більшості випадків не забезпечує якісної переробки іншого ТпМ, хоча існують певні компромісні конструктивні варіанти, придатні до переробки близьких за властивостями груп ТпМ.

Підготовлений гомогенізований розплав з екструдера надходить до приєднаної до нього екструзійної головки, де набуває майже кінцевої форми поперечного перерізу й виходить з неї у вигляді безперервного потоку екструдату, який після калібрування (за потреби), витягування та охолодження перетворюється на готовий погонажний виріб.

Геометричні параметри формуючих каналів, а отже й конструктивне оформлення головки визначаються реологічними властивостями розплаву й вимогами до одержуваного виробу [39].

Розподіл швидкостей розплаву по вихідному поперечному перерізу головки має бути якомога однорідним. Недотримання цієї вимоги призводить до спотворення перерізу профільного виробу та утворення на ньому складок і вигинів у напрямку ділянок з меншою швидкістю. Частково цих дефектів можна позбутися за рахунок прийому виробу зі швидкістю, більшою за максимальну швидкість розплаву на виході із головки (так звана витяжка), за рахунок встановлення додаткових калібрувальних пристроїв або, наприклад, калібрувального (гладильного) каландра в лініях для виробництва листів [37]. Найскладніше досягти рівномірності швидкостей розплаву під час формування широких плоских плівок і листів, а також профілів складного перерізу.

Форма каналів має забезпечувати відсутність стрімких змін поздовжнього перерізу і зон застою розплаву. За наявності різких звужень або розширень потоку через стрімкі зміни властивостей розплаву та умов прилипання до стінок може виникнути нестабільність течії, яка проявляється у спотворенні поверхні або пульсації перерізу виробу. У таких ділянках також можуть з'являтися застійні зони, потік в яких зупиняється або завихрюється на місці. Внаслідок значного часу перебування в зоні нагріву в застійних зонах полімер піддається деструкції, що знижує якість одержуваної продукції. Приклад конструкції екструзійної головки для виробництва труб наведено на рис. 1.10.

Корпус 1 головки кріпиться до циліндра екструдера за допомогою фланця 2. Якщо між екструдером і головкою не встановлено фільтр, на вході в головку часто передбачають решітку 3 з пакетом сіток, які затримують нерозплавлені гранули та чужорідні включення. Внутрішню поверхню труби або подібних виробів з порожниною, оформлює дорн 4, який утримується в потрібному відносно осі потоку положенні за допомогою дорнотримача 5, виконаному у вигляді стійок або решітки.

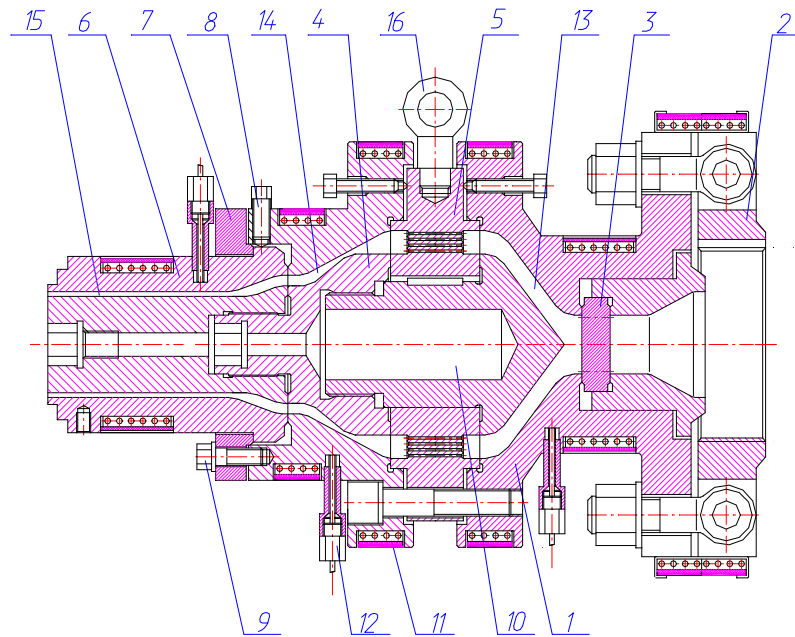


Рис. 1.10. Конструкція головки для виробництва труб: 1 – корпус; 2 – фланець; 3 – решітка; 4 – дорн; 5 – дорнотримач; 6 – мундштук; 7 – кільце; 8 – регулювальні болти; 9 – болти кріплення; 10 – порожнина для подачі повітря; 11 – нагрівники; 12 – термодатчики; 13 – канал, що розширюється; 14 – канал, що звужується; 15 – канал постійної геометрії; 16 – рим-болт

Зовнішню поверхню виробу на виході задає мундштук (матриця або фільера) 6, який кріпиться кільцем регулювання товщини перерізу виробу 7. Кільце має можливість деякого зміщення відносно дорна в поперечному напрямку. Регулювання здійснюють за відпущених болтів 9 за допомогою болтів 8, після чого болти 9 затягуються. Для запобігання злипанню стінок труби після виходу з головки та для підтримання внутрішнього розміру порожнини труби в неї подають стиснене повітря крізь порожнину 10 дорна.

Підтримання температури здійснюється нагрівниками 11, змонтованими на циліндрі, а контроль за температурним режимом – термодатчиками 12 (термопарами або термометрами опору).

На виході з головки передбачають канал постійної геометрії 15. Відношення його довжини до висоти зазвичай має складати не менше 15–20. Це обумовлено тим, що на такій довжині каналу встигає відбутися релаксація нагромаджених у розплаві напружень і деформацій, що забезпечує стабілізацію процесу формування виробу.

За головкою з мінімальним повітряним зазором встановлюють калібрувальний пристрій (за потреби в калібруванні). Метою калібрування є надання трубі або профілю певного розміру. Розплав, який має початкову форму заданого профілю, потрапляє в калібратор (рис. 1.11), де присмоктується вакуумом до формувальних поверхонь інструмента та охолоджується водою, що циркулює у внутрішніх каналах пристрою. У калібраторі профілю надаються остаточні розміри й форма. Це відбувається під спільною дією охолодження від циркуляції охолодної води всередині оболонки охолодження, виконаної особливим чином у металевих корпусах калібратора, а також під дією вакууму.

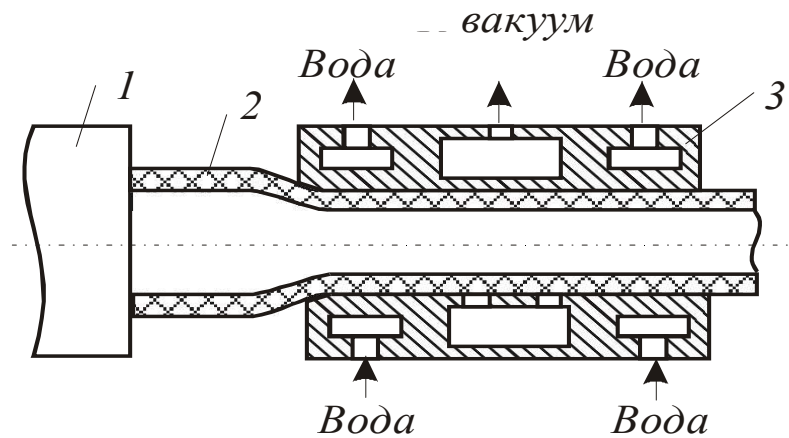


Рис. 1.11. Схема вакуумного калібрувального пристрою:
1 – формувальна головка; 2 – труба; 3 – вакуум-насадка

Охолодження в калібрувальних пристроях має бути достатнім для утворення шару затверділого полімеру, необхідного для підтримки форми виробу за його подальшого охолодження під дією внутрішніх напружень, перепаду тиску, тягнучого зусилля та інших чинників.

Швидке охолодження виробу призводить до утворення значних так званих залишкових напружень. При цьому зовнішні шари виробу виявляються стисненими, а внутрішні розтягнутими. Ці залишкові напруження негативно проявляються під час експлуатації, тому вироби із значними залишковими напруженнями мають значно меншу довговічність.

Зі збільшенням температури полімеру час релаксації напружень зменшується, проте перепад температури між поверхнею труби й калібрувального пристрою також зростає. Чим вищий перепад температури, тим більшою буде ймовірність утворення залишкових напружень. Якщо до цього ж збільшити й температуру поверхні калібрувальної насадки, то матиме місце найбільш повна релаксація внутрішніх напружень. Довговічність виробів збільшується. Проте в цьому разі необхідно збільшити довжину калібрувальної насадки.

Під час калібрування труб по зовнішньому або внутрішньому діаметру заготовка деформується за радіального розтягування. Залежно від збільшення діаметра заготовки утворюються залишкові напруження орієнтованих ланцюгів або на зовнішній, або на внутрішній поверхні.

Якщо ступінь роздуву великий, то заморожена орієнтація ланцюгів виявиться під час експлуатації труб за підвищення температури: труба деформується незворотно. Такі самі явища, але в поздовжньому напрямку, відбуваються за значної витяжки розплаву тягнучим пристроєм. Таким чином, при калібруванні варто прагнути до якнайменшого деформування заготовки в радіальному та осьовому напрямках. Останнє залежить від точності дотримання форми заготовки: чим більшою різниця товщини, коливання внутрішнього або зовнішнього діаметра, тим більшою мірою необхідно деформувати заготовку під час калібрування. Оптимальний ступінь відносної деформації в радіальному напрямку для труб зазвичай становить 10–20 %.

Для реалізації різних режимів охолодження використовуються охолоджувальні ванни. Традиційно відведення теплоти від трубної заготовки здійснюють від її зовнішньої поверхні, тоді як від внутрішньої поверхні теплота відводиться лише теплопровідністю в бік зовнішньої поверхні.

Калібровані вироби охолоджують в одній або декількох зрошувальних ваннах або ваннах занурення. Основна вимога процесу охолодження – рівномірне по периметру і швидке зниження температури розплаву. По торцях ванни виконані отвори для входу й виходу виробу. Ці отвори мають еластичні манжети, припасовані до ковзної поверхні рухомого профільного виробу. Для відведення води, що проходить крізь проміжки між манжетами й виробом, у ванні передбачено торцеві зливальні кармани. Всередині ванни встановлюють ролики, які підтримують виріб.

Вироби виявляються хорошої якості, якщо після виходу з ванни температура їх внутрішньої поверхні знижується до температури плавлення або текучості. Тому необхідно забезпечувати певну швидкість відведення труби тягнучим пристроєм, сумарну довжину ванн і кратність обміну води в них з урахуванням товщини стінки виробу та його теплофізичних властивостей.

Нерівномірне або занадто інтенсивне охолодження в калібрувальному пристрої або за подальшого охолодження у ваннах спричинює утворення залишкових напружень у стінці виробу, що може погіршити якість і спричинити появу дефектів форми, передусім короблення.

1.4. Аналіз моделювання процесів та обладнання екструзійного перероблення термопластичних матеріалів

1.4.1. Живлення екструдера гранульованим термопластичним матеріалом

В основу багатьох теоретичних праць, у яких аналізується процес живлення екструдера гранульованим полімерним матеріалом, лежить фізична модель, згідно з якою вводиться припущення, що під час руху в каналі черв'яка гранули не переміщуються одна відносно іншої, оскільки сили внутрішнього тертя сипкого полімеру значно перевищують сили тертя полімеру по сталі. При цьому сипкий полімер рухаються як суцільна еластична стислива пробка за рахунок певного співвідношення сил сухого тертя полімеру по стінці циліндра й черв'яка [35–38, 40].

Для аналізу процесу автори вказаних праць використовують так звану плоскопаралельну модель черв'яка, яка дає змогу розглядати процес у нерухомій декартовій системі координат, пов'язаній з екструдером. При цьому вводять такі припущення: кривизна каналу не враховується, черв'як вважається нерухомим, а циліндр таким, що обертається з лінійною швидкістю V , що дорівнює за значенням і протилежна за напрямом швидкості обертання черв'яка.

Полімерна пробка проковзує відносно черв'яка зі швидкістю $V_{\text{ч}}$, тому сумарна швидкість її руху відносно стінки циліндра $V_{\text{ц}}$ буде спрямована під кутом ω до швидкості V . Проекція $V_{\text{ц}}$ на вісь черв'яка V_0 є швидкістю руху полімеру в осьовому напрямі і визначає продуктивність зони живлення. У разі збільшення складової $V_{\text{ч}}$ продуктивність збільшується. Тобто чим меншим буде

коефіцієнт тертя полімеру по черв'яку, тим більша складова $V_{\text{ч}}$ і, відповідно, осьова швидкість і продуктивність.

Продуктивність зони живлення можна визначити за формулою [35–38]

$$G = \rho_{\text{н}} \left\{ \frac{\pi}{4} [D^2 - (D - 2H)^2] - \frac{EH}{\text{tg } \varphi} \right\} \frac{\text{tg } \varphi \text{ tg } \omega}{\text{tg } \varphi + \text{tg } \omega},$$

де $\rho_{\text{н}}$ – насипна маса полімеру, кг/м³; D – діаметр черв'яка, м; H – глибина нарізки каналу, м; E – ширина гребеня витка, м; φ – кут нахилу гвинтової нарізки; ω – кут напряму руху матеріалу відносно радіуса черв'яка.

Виражаючи сили, які діють на матеріал, через тиск P і коефіцієнти тертя по стінці циліндра $f_{\text{ц}}$ і черв'яку $f_{\text{ч}}$, отримують вираз для градієнта тиску в каналі черв'яка

$$\frac{dP}{dL} = \frac{P f_{\text{ц}} \pi D K_p}{b H} \left[\cos(\omega + \varphi) - f_{\text{ч}} \sin(\omega + \varphi) - \frac{f_{\text{ч}} (D - 2H)}{f_{\text{ц}} D} \right],$$

де $b = (S - E) \cos \varphi$ – ширина каналу черв'яка, м; K_p – коефіцієнт бічного тиску.

Коефіцієнт бічного тиску K_p враховує анізотропію тиску, яка полягає в тому, що осьовий тиск не однаково передається на стінки циліндра й каналу черв'яка внаслідок дії сил тертя в масі частинок полімеру. Чисельно коефіцієнт бічного тиску дорівнює відношенню тиску на бічні поверхні до осьового тиску.

Авторами [35–38] зазначається, що для отримання достатньої точності розрахунків процесу живлення необхідна відповідна точність функцій, які описують залежність коефіцієнтів тертя, бічного тиску, стисливості гранул тощо, та які далеко не завжди є в наявності. Навіть незначна зміна значень коефіцієнтів тертя та бічного тиску спричиняє значну зміну тиску в розрахунках. Крім того, на характер зміни тиску впливають також і процеси в наступних зонах екструдера.

На рис. 1.12 наведено характерні криві розподілу тиску по довжині зони живлення, з яких випливає, що на початку цієї зони підвищення тиску невелике і він плавно зростає, а основне зростання тиску відбувається в кінці зони. Також на характер розподілу тиску впливає хід процесу й конструкція наступних зон плавлення, дозування та екструзійної головки.

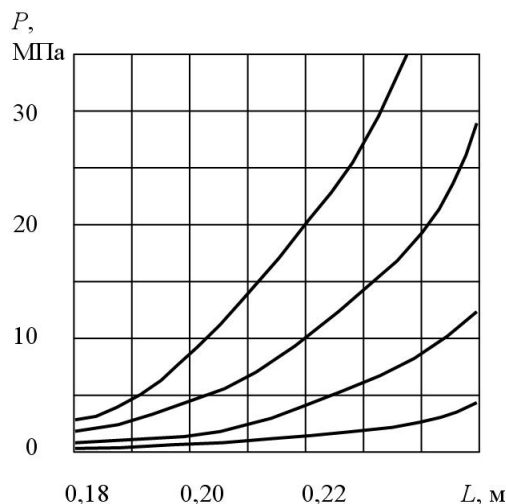


Рис. 1.12. Характер зростання тиску по довжині зони живлення

Розраховані в працях [35–37] значення потужності, яку споживає черв'як, перевищують експериментальні. Це можна пояснити неточністю визначення коефіцієнта бічного тиску, стисканням гранул, а також неповним контактом ущільнених гранул з поверхнями циліндра й черв'яка.

На рис. 1.13 наведено розраховані в [38] залежності розподілу тиску по довжині зони живлення для екструдерів з діаметром черв'яків 63 мм і 90 мм для перероблення поліетилену низької густини марки 15803-020. Початкове значення тиску на виході із зони задавалося рівним 20 МПа. Для екструдера з діаметром черв'яка 63 мм розрахунок здійснювали за таких умов: продуктивність $G=150$ кг/год, частота обертання черв'яка $n=150$ хв⁻¹, відношення коефіцієнтів тертя $f_{ц}/f_{ч}=1,1-1,3$, а для екструдера з діаметром черв'яка 90 мм – відповідно $G=150$ кг/год, $n=68$ хв⁻¹, $f_{ц}/f_{ч}=1,1-1,3$.

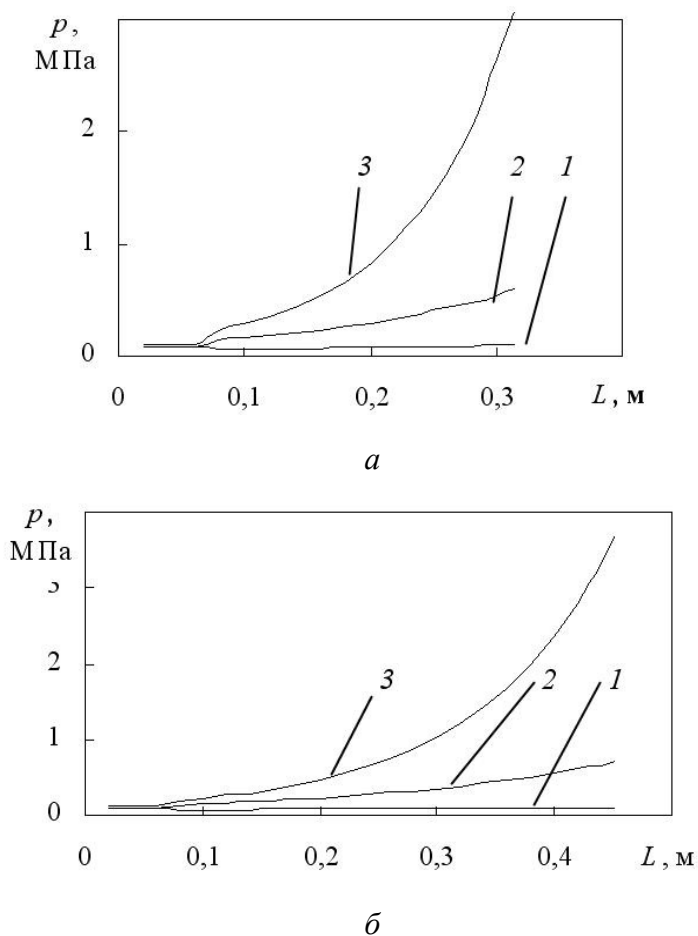


Рис. 1.13. Розподіл тиску по довжині зони живлення для екструдерів з різним діаметром черв'яка за різних відношень $f_{ц}/f_{ч}$:
 а – діаметр черв'яка 63 мм; б – діаметр черв'яка 90 мм; 1 – 1,1; 2 – 1,2; 3 – 1,3

З рис. 1.13 видно, що відношення коефіцієнтів тертя $f_{ц}/f_{ч}$ істотно впливає на характер зростання тиску. За малих значень цього відношення характер зміни тиску наближається до лінійного. Збільшення відношення $f_{ц}/f_{ч}$ спричинює стрімке зростання тиску на ділянці відносно невеликої довжини в кінці зони живлення. Результати розрахунків показали, що за малих відношень $f_{ц}/f_{ч}$ відбуватиметься зміна профілю тиску й пов'язані з ним зміни продуктивності і температури розплаву по всій довжині черв'яка. У [41, 42] також зазначається

значний вплив цього співвідношення на всі зони процесу екструзії. Таким чином, у процесі проєктування екструдерів необхідно враховувати взаємний вплив всіх функціональних зон: живлення, плавлення, дозування та опір формувальної головки.

1.4.2. Плавлення гранульованих термопластичних матеріалів у черв'ячному каналі

Наближені розрахунки [43, 44] показали, що найбільший вплив на розігрів розплаву полімеру під час його руху в каналах переробного обладнання чинить енергія дисипації. З аналізу температурних полів випливає, що дисипативний розігрів полімеру може бути значним. Крім того, внаслідок зменшення в'язкості полімеру біля стінки, його розігрів здебільшого локалізується в області, яка прилягає до стінки, про що каже максимум температури в цій зоні, тоді як температура стінки є меншою. Це показує, що при вимірюванні температури розплаву полімеру поверхневими термопарами за великих швидкостей зсуву можна одержати велику помилку, оскільки максимум температури знаходиться на певній відстані від стінки.

У зоні плавлення черв'ячних машин завдяки зменшенню об'єму каналу черв'яка гранули стискаються і проміжки між ними суттєво зменшуються. Тиск при цьому може досягати значних величин (до 100 МПа і більше), що призводить до оплавлення гранул на контактних поверхнях між собою і злипання їх у пористий моноліт – так звану пробку. Завдяки інтенсивному тертю по контактних поверхнях і теплоті від нагрівників, що встановлені на корпусі екструдера, полімер поблизу внутрішньої поверхні корпусу починає плавитись.

Утворений розплав заповнює вільні проміжки між гранулами і утворює плівку – поверхневий шар пробки, який дає змогу рухатись матеріалу вздовж осі циліндра. Необхідною умовою для подовжнього просування є те, що коефіцієнт тертя між пробкою й циліндром має бути більшим, ніж коефіцієнт тертя між пробкою й черв'яком. Як показують численні експерименти, загальне тертя складається з комбінації сухого тертя, яке залежить від тиску на поверхні пробки, та в'язкого тертя, на яке суттєво впливає швидкість руху пробки. Співвідношення між цими видами тертя залежить від багатьох чинників, серед яких основними є стан поверхні циліндра й черв'яка, температура, реологічні властивості розплаву полімеру тощо. Крім того, при деяких умовах частково втрачається контакт між матеріалом і циліндром або черв'яком, що зменшує загальну величину тертя та впливає на рух пробки.

Коли товщина плівки розплаву перевищить висоту зазору між гребенем витка і внутрішньою стінкою циліндра, розплав починає зрізатися гребенем витка та утворює зону розплаву, яка транспортується вздовж штовхального боку цього гребеня. Утворений розплав притискає твердий полімер до стінки циліндра й пасивного боку гребеня. Таким чином, завдяки безперервному зрізанню розплаву товщина плівки залишається малою і в цій плівці відбувається інтенсивний процес дисипації енергії, за рахунок якої передусім і здійснюється плавлення. Поступово зона розплаву збільшується за відповідного

зменшення зони твердого полімеру, і коли співвідношення між витратами розплаву й твердого полімеру досягає певного значення, залишки твердої пробки руйнуються й нерозплавлені частинки зміщуються з розплавом. Також руйнування твердої пробки можливе і внаслідок дії конструктивних елементів екструзійного обладнання. У деяких випадках нерозплавлені частинки можуть зберігатися аж до виходу екструдера, що негативно впливає на якість виробу, а інколи призводить до браку. Тому наприкінці зони плавлення встановлюють змішувальні елементи, які забезпечують необхідну якість розплаву.

У проектуванні полімерного обладнання й розрахунках процесу плавлення полімеру використовується низка фізичних і математичних моделей, які відрізняються трактовкою всього процесу, врахуванням різних чинників, трудомісткістю та точністю розрахунків.

Класичним є підхід, описаний у [18, 40], який було запропоновано Тадмором, виходячи з механізму плавлення, описаного в працях Маддока та Стрита. Відповідно до цього підходу процес плавлення гранульованого матеріалу починається на поверхні контакту твердого матеріалу – пробки з гранул і гарячою стінкою корпусу. На поверхні стінки утворюється тонка плівка розплаву. Поступово товщина цієї плівки збільшується, і тоді, коли вона стає більшою радіального зазору між черв'яком і корпусом, гребень черв'яка починає знімати шар розплаву, який нагромаджується біля штовхального гребеня черв'яка. При просуванні пробки гранул по каналу її ширина зменшується, а процес плавлення закінчується тоді, коли пробка зовсім зникає.

Така фізична модель процесу плавлення будувалася в припущенні, що рух матеріалу в зоні плавлення можна вважати стаціонарним й що поля швидкостей і температур у кожному перерізі каналу є сталими величинами й не залежать від часу. Також передбачалося, що область розплаву відділяється від області гранул чіткою межею, інакше кажучи, що полімер має чітко виражену температуру плавлення. Подальше спрощення полягає в тому, що пробку гранул вважають гомогенною, однорідною й безперервною, а поперечний переріз області розплаву й пробки – прямокутним (рис. 1.14).

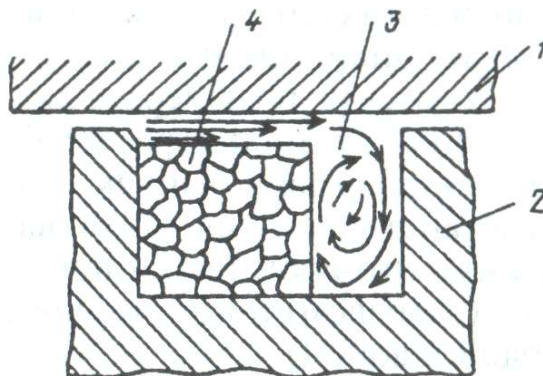


Рис. 1.14. Схема плавлення пробки в черв'ячному каналі:
1 – стінка корпусу; 2 – черв'як; 3 – розплавлений полімер; 4 – пробка

За рахунок процесу теплопередачі в результаті наявності перепаду температур теплота до твердої пробки передається від внутрішньої поверхні корпусу через плівку, що рухається, до пробки. Товщина плівки розплаву на

зовнішній поверхні пробки є незначною. Додаткова теплота генерується в півці розплаву внаслідок роботи в'язкого тертя. Теплопередача від штовхальної стінки черв'яка до шару розплаву нехтується, оскільки на більшій частині зони плавлення ширина твердої пробки набагато більша, ніж її висота. Теплопередача в напрямку осі корпусу також не враховується.

При розрахунках процесу теплопередачі вважається, що товщина шару гранул велика і, оскільки коефіцієнт теплопровідності гранул дуже малий, температура гранул швидко знижується від температури поверхні розділу (температура плавлення) до температури шарів пробки, досить віддалених від зони плавлення.

Більш сучасною і обґрунтованою є модель і методика розрахунку, наведена в працях Л. Б. Радченка та співавторів [35–38], де використовуються такі основні гіпотези:

- циліндричний корпус обертається з кутовою швидкістю ω , що дорівнює швидкості обертання черв'яка, а черв'як вважається нерухомим; кривизна каналу не враховується і є можливість розгорнути в паралельні площини циліндричні поверхні корпусу та осердя черв'яка;

- півка розплаву завтовшки δ , яка утворюється на поверхні циліндра, безперервно зрізується транспортуючим гребенем нарізки та утворює область розплаву, що поступово збільшується по товщині;

- полімерна пробка, що має в перерізі форму прямокутника, притиснута розплавом до пасивного гребеня витка й рухається як тверде жорстке тіло,

- поверхня розділу між твердим полімером і розплавом чітко виражена, що відповідає температурі плавлення полімеру;

- теплопередача відбувається тільки за рахунок теплопровідності і тільки по товщині каналу без конвективної складової;

- на границях каналу реалізуються умови повного прилипання розплаву до поверхонь циліндра й черв'яка;

- температура на поверхнях каналу відповідає граничним умовам першого роду: на контакті з циліндром – температурі корпусу та на поверхні розділу фаз – температурі плавлення.

Недоліком згаданих методик є їх наближеність, оскільки вони реалізовані методом східчастої апроксимації, за якої в межах кожної ділянки всі параметри вважаються сталими, а на межах між ними існує стрибок параметрів.

Експериментальні дослідження процесу плавлення полімерів у черв'ячному каналі, такі як описані в [45], показують, що на відміну від положень аналітичних моделей форма пробки не є прямокутною, а відокремлення від неї нерозплавлених частинок відбувається не лише наприкінці, але впродовж всього процесу плавлення (рис. 1.15).

Надалі класична модель модифікувалася та уточнювалася в багатьох теоретичних і експериментальних працях, у яких враховувалися неізотермічність полімерної пробки і вплив на її плавлення теплопровідності з боку розплаву й поверхні черв'яка; циркуляція розплаву і зміна швидкості руху полімеру в різних фазах та інші чинники [46–50].

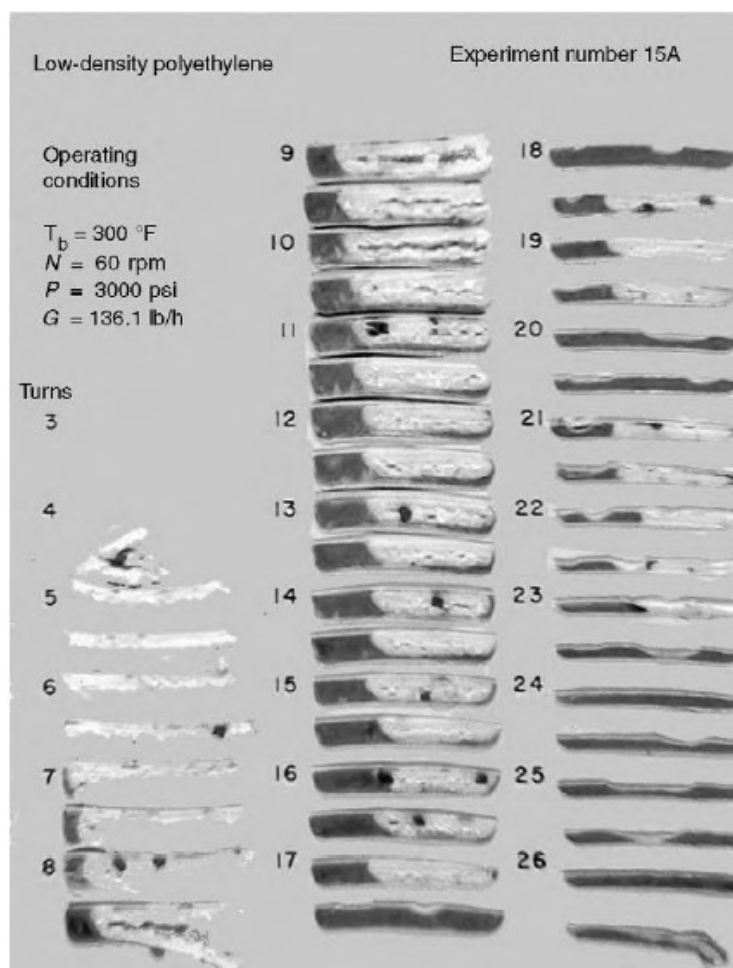


Рис. 1.15. Розподіл твердої та розплавленої фаз поліетилену низької густини в перерізах черв'ячного каналу [45]

Пізніше модель плавлення розв'язувалась з урахуванням зміни температури по товщині плівки розплаву, а також було наведено оцінку впливу конвективної складової, кривизни каналу, конічності черв'яка, зазору між гребенем витка й циліндром [51–53]. Порівняння з експериментальними даними показало задовільну збіжність.

Труфановою Н. М. зі співавторами було опубліковано цикл праць [54, 55], спрямованих на вдосконалення існуючих моделей шляхом точнішого врахування в'язкої дисипації енергії та конвективного теплопереносу. Було встановлено значний вплив вказаних чинників на проходження процесу (рис. 1.16).

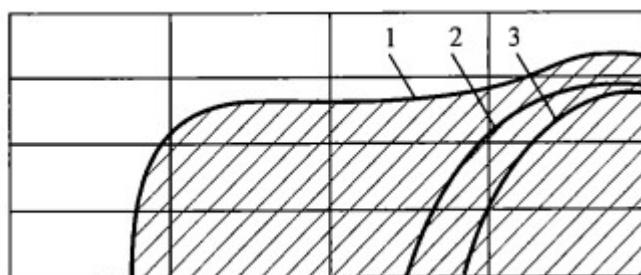


Рис. 1.16. Вплив різних джерел теплоти на форму і розміри пробки: 1 – форма пробки за наявності лише зовнішнього підводу теплоти; 2 – форма пробки з урахуванням дисипації; 3 – форма пробки за попередніх умов з попереднім підігрівом грануляту

Проте, незважаючи на більш точне прогнозування довжини зони плавлення, розрахункові значення відносної площини пробки по довжині черв'ячного каналу значно відрізняються від експериментальних (рис. 1.18).

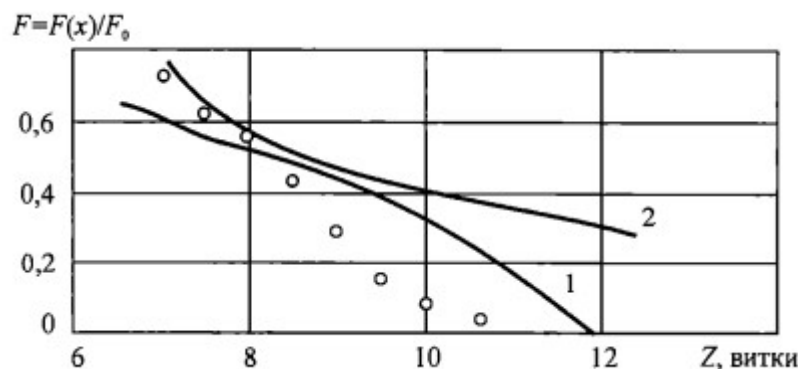


Рис. 1.17. Зміна відносної площі пробки полімеру по довжині черв'яка діаметром 90 мм: 1 – за моделлю Труфанової [54, 55], 2 – за моделлю Ліндта [47], о – за експериментальними даними [54, 55]

Подальший розвиток методів дослідження термомеханічних процесів, що відбуваються при переробці різних матеріалів у хімічних виробництвах, на сучасному етапі пов'язаний з моделюванням цих процесів на базі універсальних програмних систем з залученням сучасних ефективних числових методів і потужної комп'ютерної техніки. До таких систем передусім треба віднести такі багатофункціональні обчислювальні комплекси, як ANSYS, NASTRAN, KOSMOS та інші. Щодо конкретних процесів переробки полімерних матеріалів, то для їх моделювання найбільш пристосованими є проблемно орієнтовані системи типу FLUENT, POLYFOW та інші.

1.4.3. Змішування розплавів полімерів

Змішування – це механічний процес, метою якого є перетворення вихідної системи, яка характеризується впорядкованим розподілом компонентів суміші, в систему, яка характеризується невпорядкованим, статистично випадковим розподілом.

У результаті процесу змішування відбувається взаємне переміщення частинок різних компонентів, які були розташовані до перемішування окремо чи перебували в неоднорідно проникливому стані. При переробці полімерних матеріалів змішування використовують для введення в перероблюваний полімер пластифікаторів, наповнювачів, барвників, стабілізаторів та інших добавок.

Метою процесу змішування полімерних матеріалів є досягнення певного просторового розподілу частинок кожного компонента в певному об'ємі шляхом зміни початкового розподілу.

Проте, незважаючи на велику кількість теоретичних праць, у дослідженнях та оптимізації змішування полімерних матеріалів частіше застосовують емпіричний підхід.

Ідеальну суміш можна визначити як таку, для якої ймовірність наявності будь-якого компонента в будь-якій точці її об'єму залишається постійною. У реальних сумішах у різних мікрооб'ємах співвідношення компонентів – величина випадкова. Тому більшість методів і критеріїв оцінки якості сумішей засновані на статистичному аналізі.

Часто за критерій якості суміші беруть середньоквадратичне відхилення вмісту наповнювача X у пробах

$$S^2 = \frac{1}{N-1} \sum_{i=1}^N (X_i - \bar{X})^2,$$

де N – кількість проб; \bar{X} – середня концентрація

$$\bar{X} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N X_i.$$

Характер розподілу наповнювача можна визначити, використовуючи критерій Пірсона

$$I = \frac{S^2}{\sigma^2},$$

де σ^2 генеральна дисперсія: $\sigma^2 = \bar{x}(1 - \bar{x})$.

Якщо $I \rightarrow 1$, то зміни концентрації в пробах близькі до випадкових.

Під час аналізу процесів змішування в одночерв'ячних екструдерах припускають, що змішування починається в зоні плавлення полімеру й закінчується в зоні дозування. При цьому розплав полімеру розглядається як високов'язка рідина, а змішування є ламінарним, оскільки в цьому разі число Рейнольдса $Re \ll 1$.

Основи теорії процесу ламінарного змішування наведені у працях [56–59]. Якість суміші під час змішування полімерних композицій пропонується оцінювати товщиною смуги, ступенем розділення або інтенсивністю розділення. Товщину смуги знаходять як середню відстань між двома шарами одного й того ж компонента в системі до і після зсувного деформування. Ступінь розділення визначається розмірами ділянок з неоднорідністю. Інтенсивність розділення визначається різницею концентрацій розподіленого компонента між пробами.

Мор зі співавторами [60] вперше отримали рівняння, яке дає змогу пов'язати кінцеву товщину смуги r з початковою товщиною r_0 залежно від величини деформаційного впливу на систему, співвідношення концентрацій компонентів та їхньої в'язкості:

$$r = \frac{r_0 \mu_k}{q \Gamma \mu_c},$$

де Γ деформація зсуву, яка розраховується як $\Gamma = \dot{\gamma}t$; $\dot{\gamma}$ – швидкість зсуву, яка

дорівнює $\dot{\gamma} = \frac{dv}{dy}$; t – час; q – частка найменшого по концентрації компонента

суміші; μ_k – в'язкість найменшого по концентрації компонента (в наповнених

полімерах – це в'язкість чистого полімеру); μ_c – в'язкість системи (наповненого полімеру).

При додаванні барвника чи невеликої кількості наповнювача приймають, що $\mu_k \approx \mu_c$.

Тоді очікувана внаслідок деформування кінцева товщина смуг

$$r = \frac{r_0}{q\Gamma}. \quad (1.2)$$

При цьому потрібно зазначити, що реальний матеріал характеризується цілим спектром товщини смуг r як через відмінності r_0 у вихідній системі, так і внаслідок неоднорідності поля деформації зсуву Γ у реальних змішувачах (екструдерах).

В. С. Кім зі співавторами [56, 61], розглядаючи зменшення товщини смуг r при двовісній деформації зсуву, отримали рівняння

$$\bar{r} = \frac{r}{r_0} = \frac{1}{q[|\Gamma_x| + |\Gamma_z|]}.$$

Товщина смуги залежить не тільки від величини деформації зсуву, але і від характерного розміру r_0 частинок і частки q компоненту, що додається.

При цьому в [62] пропонується системи з різною середньою величиною r розбити на класи та оцінювати шляхом візуального, якісного порівняння зі зразками. Ця оцінка є дещо суб'єктивною, однак прилади, які наразі створюються, виконують автоматичний вимір набору r_i у зразку та усереднення r з врахуванням частки кожної r_i , усуваючи цей недолік.

Теоретичний підхід заснований на обчисленні величини нагромадженої матеріалом при течії деформації зсуву Γ за співвідношенням [63]

$$\Gamma(t) = \int_0^t \dot{\gamma}(x, y, z) dt,$$

де $\dot{\gamma} = \frac{d\Gamma}{dt}$

або при врахуванні

$$\frac{d\Gamma}{dt} = \frac{d}{dn} [v(x, y, z)] \text{ і } dt = \frac{1}{v} ds,$$

$$\Gamma(s) = \int_0^s \frac{1}{v} \frac{dv}{dn} ds,$$

де t – час; $v(x, y, z)$, $\dot{\gamma}(x, y, z)$ – поля лінійних швидкостей і швидкостей зсуву маси полімеру, що деформується, в якій рухається частинка; n , s – відстані в напрямку нормалі до вектора швидкості v і в напрямку траєкторії частинки.

Область біля стінки гвинтового каналу шнека, в значення якій $F(a, \varphi)$ значно більші за інші ділянки, мала й робить дуже малий внесок у витрати із каналу, відповідно ступінь змішування на виході із каналу досить однорідна. Цей факт дав змогу автору праці [57] запропонувати спрощений підхід, який

полягає в тому, що ступінь змішування всього матеріалу можна оцінити за величиною $\Gamma_{\frac{2}{3}} = \Gamma(a, \varphi)_{a=\frac{2}{3}}$: за цієї координати функція $F(a, \varphi)$ має аналітичний вираз

$$\Gamma_{\frac{2}{3}} = 3,71 \frac{L}{h} \frac{1,64 + \varphi}{1 - \varphi}. \quad (1.3)$$

Отже, аналізуючи праці [56–63], можна відмітити таке:

- припущення про ньютонівську поведінку розплаву при зсувному деформуванні та ізотермічність цього процесу в каналі черв'яка призводять до викривлення (порівняно з реальними) профілів швидкості, однак це викривлення, не може спричинити суттєвих помилок у визначенні сумарної деформації, що розвивається в зоні дозування (і, як наслідок, ступеня деформації), яка оцінюється за формулою (1.3);

- наведений у розглянутих роботах метод оцінки зміни смугастості з використанням величини нагромадженої в розплаві полімеру деформації (1.3) може застосовуватись для оцінки змішувальної ефективності зони дозування екструзійного устаткування, і, вочевидь, внаслідок деякої подібності кінематики руху розплаву, також певною мірою для рідкого ядра перехідної зони;

- існуючі методи не дають змоги кількісно оцінити якість змішування, наприклад, зміну розподілу концентрації компонентів у процесі змішування.

Бернхардт вважав смугастість єдиним прямим показником якості змішування [64]. Насправді, смугастість можна спостерігати візуально на виробі навіть без оптичного збільшення.

При осьовій деформації зсуву [65] середня товщина смуг обернено пропорційна величині зсуву:

$$r = \frac{r_0}{\theta(\sqrt{1 + \gamma^2} - 2)} \approx \frac{r_0}{\theta\gamma},$$

де θ – частка головного компонента, r_0 – початкова смугастість, γ – нагромаджена деформація зсуву.

Для кількісного опису текстури суміші з контрастних за властивостями компонентів здебільшого використовують два параметри:

- інтенсивність поділу (різниця концентрацій між пробами на неоднорідних ділянках.);

- ступінь поділу (розміри ділянок з неоднорідністю).

Якість змішування визначається комбінацією, наприклад, добутком цих двох параметрів.

Абсолютно безтекстурну композицію можна отримати, знижуючи або ступінь поділу до масштабів граничної частинки, або знижуючи інтенсивність поділу, вирівнюючи концентрації.

Модель ламінарного змішування Кіма і Скачкова [61] під час течії полімерної суміші в змішувальних каналах для деформування розплаву у двох і трьох напрямках адаптована для розв'язання числовими методами. Крім того,

процес розглядається не в усереднених, а в локальних величинах, що призводить до необхідності введення такого поняття, як поле смугастості.

Таким чином, теорія ламінарного змішування може бути застосована для аналітичного опису процесу змішування розплавів через величину нагромадженої деформації зсуву і смугастість.

Існуючі методики розрахунку показників якості змішування базуються на визначенні усереднених величин і не дають змоги виконувати детальний аналіз впливу конструктивних особливостей устаткування на показники якості змішування, визначення застійних зон тощо. Важливо розглядати локальні значення показників якості змішування, наприклад, смугастості або нагромадженої деформації зсуву. Достатньо достовірними показниками якості при виготовленні виробів з полімерної сировини методами екструзії є коефіцієнт неоднорідності і показник смугастості, який може визначатися за величиною нагромадженої деформації зсуву. Проте ці показники не завжди піддаються прямому розрахунку чи вимірюванню в локальних областях та є усередненими.

Оцінка якості суміші за ступенем та інтенсивністю поділу краще відображає стан суміші в довільно обраних локальних областях [66].

Зазвичай отримання полімерних композицій з необхідними властивостями передусім має за мету формування в процесі змішування визначеної макроструктури [65, 67], що відповідає типу наповнювача [68], пластифікатора [69], барвника [70] та інших модифікаторів, їхньому вмісту й розподілу в полімерній матриці. Отже, найбільш доцільно здійснювати дослідження в напрямку визначення змін концентрації компонентів у кожному елементарному об'ємі суміші в процесі її приготування.

У разі проведення числових розрахунків пряме обчислення концентрації компонентів найбільш адекватно відображає стан суміші та особливості складних змішувальних пристроїв.

1.4.4. Формування виробів

Аналітичні моделі в низці випадків [71–74] показують досить прийнятні результати, але не можуть врахувати тривимірність та локальні зміни реологічних властивостей розплавів, які можуть суттєво впливати на реальну картину течії. Крім того, розплави ПК можуть мати нелінійні властивості, що унеможливує їх чисто аналітичне розглядання. Тому більш уточнене розглядання таких процесів потребує використання числових методів.

Одним з розповсюджених числових методів є метод скінченних різниць (МСР). Він є досить універсальним та зручним і широко використовується для гідродинамічних і теплових розрахунків, в тому числі ньютонівських рідин [75–82], але слабо пристосований для точного опису складних геометричних форм, які мають місце в формуючих каналах полімерного обладнання. Уточнений опис форм каналів за МСР передбачає стрімке збільшення обчислювальних ресурсів, потрібних для розрахунку задачі. Крім того, значення розраховуваних величин визначаються за даним методом тільки у вузлах сітки, а в проміжках між ними вони залишаються невизначеними.

Подальшим удосконаленням чисельних методів є один з найсучасніших та найефективніших з них – метод скінченних елементів (МСЕ), який широко використовується для розрахунків конструкцій на жорсткість і міцність [83–86]. У ньому майже усуваються принципові обмеження на складність форми, якщо застосовуються криволінійні скінченні елементи (СЕ) та неортогональні координати, які дають змогу досить точно описати будь-яку розрахункову область не дуже густою сіткою СЕ, що значно підвищує ефективність розрахунків [87–88]. Ефективність МСЕ підвищується, якщо для розрахункових фізичних залежностей вдається використати варіаційний принцип [83, 89–90], оскільки тоді система лінійних рівнянь, до якої зводиться задача, має стрічкову симетричну структуру, яка дає змогу застосування ефективніших методів її розв’язання. При цьому метод переміщень менш трудомісткий, ніж метод сил, проте має меншу точність визначення напружень порівняно з переміщеннями. Застосуванням на основі двох варіаційних формулювань змішаних схем можна використати переваги обох методів [86].

На першому етапі розрахунку довільного тіла по МСЕ створюється його скінченно-елементна модель (СЕМ). Тіло розділяється на малі, але скінченні частини – скінченні елементи (СЕ), які залишаються з’єднаними тільки в заздалегідь призначених вузлових точках. Як невідомі беруться переміщення вузлових точок тіла, які в сукупності утворюють вектор-стовпець вузлових переміщень скінченно-елементної моделі

$$\{\bar{U}\}^T = [\bar{U}_1^{(1)} \bar{U}_2^{(1)} \bar{U}_3^{(1)} \dots \bar{U}_1^{(m)} \bar{U}_2^{(m)} \bar{U}_3^{(m)}],$$

де $\bar{U}_i^{(k)}$ – переміщення вузла з глобальним номером k ($1 \leq k \leq m$) у напрямку координатної осі x_i .

Аналогічно позначається вектор переміщень n -го елемента. Оскільки вектори $\{\bar{U}\}$ й $\{U\}_{(n)}$ характеризують переміщення тих самих вузлів при різних способах нумерації, вони можуть бути виражені один через одного за допомогою матриць інциденцій

$$\{\bar{U}\}_{(n)} = [I]_{(n)} \{\bar{U}\}$$

Матриця $[I]_{(n)}$ представляє собою таблицю з нулів і одиниць, число стовпців якої дорівнює порядку вектора $\{\bar{U}\}$, а число рядків – порядку вектора $\{U\}_{(n)}$.

Як апроксимуючі функції зазвичай використовуються інтерполяційні поліноми різного ступеня, що називаються в МСЕ функціями форми N_1, N_2, \dots . Деформації й напруження обчислюються через вузлові переміщення. Співвідношення МСЕ одержують у два етапи. Спочатку на основі поліноміальної апроксимації виводять співвідношення для СЕ (матриці жорсткості). Потім з умов спільної роботи СЕ формулюють умови рівноваги тіла в цілому.

Функції переміщень у разі використання шестигранного СЕ визначаються через функції форми

$$U_i = N_1 U_i^{(1)} + N_2 U_i^{(2)} + N_3 U_i^{(3)} + \dots + N_8 U_i^{(8)}, \quad (1.4)$$

де $\bar{U}_i^{(k)}$ – переміщення k -го вузла уздовж осі x_i .

Формула (1.4) еквівалентна матричному співвідношенню

$$\{U\} = [N]\{U\},$$

де $\{U\}^T = [U_1 U_2 U_3]$, $\{U\} = [U_1^{(1)} U_2^{(1)} U_3^{(1)} \dots U_1^{(8)} U_2^{(8)} U_3^{(8)}]$,

$$[N] = \begin{bmatrix} N_1 & 0 & 0 & N_2 & 0 & 0 & \dots & N_8 & 0 & 0 \\ 0 & N_1 & 0 & 0 & N_2 & 0 & \dots & 0 & N_8 & 0 \\ 0 & 0 & N_1 & 0 & 0 & N_2 & \dots & 0 & 0 & N_8 \end{bmatrix}.$$

Використовуючи відповідні геометричні й фізичні рівняння, виводяться матричні формули для деформацій і напружень елемента:

$$\{\varepsilon\} = [\partial]\{U\} = [\partial][N]\{U\} = [B]\{U\};$$

$$\{\sigma\} = [E]\{\varepsilon\} = [E][B]\{U\};$$

$$[B] = [\partial][N].$$

(1.5)

Вираз для матриці жорсткості й вектора навантажень одержують з розгляду повної потенційної енергії скінченного елемента:

$$\delta\Pi = \int_0^{a_1} \int_0^{a_2} \int_0^{a_3} \delta\{\varepsilon\}^T \{\sigma\} dx_1 dx_2 dx_3 - \int_0^{a_1} \int_0^{a_2} \int_0^{a_3} \delta\{U\}^T \{f\} dx_1 dx_2 dx_3 =$$

$$= \delta\{U\}^T ([K]\{U\} - \{Q\}) = \delta\{U\}^T \{F\};$$

$$[K] = \int_0^{a_1} \int_0^{a_2} \int_0^{a_3} [B]^T [E][B] dx_1 dx_2 dx_3;$$

$$\{Q\} = \int_0^{a_1} \int_0^{a_2} \int_0^{a_3} [N]^T \{f\} dx_1 dx_2 dx_3;$$

$$\{F\} = [K]\{U\} - \{Q\},$$

де $[K]$ – матриця жорсткості елемента; $\{Q\}$ – вектор еквівалентних вузлових навантажень; $\{F\}$ – вектор неврівноважених вузлових сил елемента.

Варіаційне рівняння для скінченно-елементної моделі одержують підсумовуванням варіацій повної потенційної енергії елементів

$$\delta\Pi = \sum_{n=1}^N \delta\Pi_{(n)} = \sum_{n=1}^N \delta\{U\}_{(n)} ([K]_{(n)} \{U\}_{(n)} - \{Q\}_{(n)}) = 0.$$

Вектори вузлових переміщень елементів $\{U\}_{(n)}$ представляємо через вектор $\{U\}$

$$\delta \Pi = \sum_{n=1}^N \delta([I]_{(n)} \{U\})^T \{F\}_{(n)} = \delta\{U\}^T \{F\} = 0, \quad (1.6)$$

де

$$\{\bar{F}\} = \sum_{n=1}^N [I]_{(n)}^T \{F\}_{(n)} = [\bar{K}] \{U\} - \{\bar{Q}\} = 0;$$

$$\{\bar{K}\} = \sum_{n=1}^N [I]_{(n)}^T [K]_{(n)} [I]_{(n)};$$

$$\{\bar{Q}\} = \sum_{n=1}^N [I]_{(n)}^T \{Q\}_{(n)}.$$

Компоненти вектора варіацій переміщень $\delta\{U\}$, що враховують накладені на тіло закріплення (в'язі), дорівнюють нулю, а інші можуть приймати довільні значення. У зв'язку із цим варіаційне рівняння (1.6) може бути справедливим, якщо всі компоненти вектора $\{F\}$ дорівняти до нуля, тобто

$$\{\bar{F}\} = 0 = [\bar{K}] \{U\} - \{\bar{Q}\}. \quad (1.7)$$

Вектори, $\{\bar{F}\}$, $\{\bar{U}\}$, $\{\bar{Q}\}$ і матриця $[\bar{K}]$ отримані з $\{\bar{F}\}$, $\{\bar{U}\}$, $\{\bar{Q}\}$ і $[\bar{K}]$ викреслюванням рядків (а для матриці $[\bar{K}]$ й стовпців), які відповідають по розташуванню нульовим варіаціям переміщень у векторі $\delta\{U\}$.

Розв'язуючи систему рівнянь (1.7), обчислюють вектор шуканих переміщень $\{\bar{U}\}$, що після введення заздалегідь заданих переміщень перетвориться на повний вектор вузлових переміщень скінченно-елементної моделі $\{\bar{U}\}$. Деформації й напруження, необхідні для розрахунків, визначають поелементно за формулами (1.5).

Дослідження показали [91], що при моделюванні слабостисливих середовищ, якими є також розплави ПК, традиційний варіант МСЕ приводить до значних похибок, які виникають завдяки некоректній апроксимації деформації зсуву та об'ємних деформацій [92]. Це явище спостерігається, наприклад, у плоскощільних головках, де діють високі перепади тиску [93]. Точне же врахування умови нестисливості потребує набагато більших обчислювальних витрат, оскільки збільшує кількість невідомих у системі рівнянь.

Розроблено модифікації МСЕ, які дають змогу коректно розраховувати процеси течії нелінійних рідин у формуючих каналах [94, 95], однак їх схеми не завжди ефективні за використанням обчислювальних ресурсів. Існують також методи граничного переходу від нестислової до обмежено стислової рідини з наперед заданою точністю [96–98].

Як гранична умова під час розглядання задачі течії рідин у каналах зазвичай вводиться припущення прилипання до твердих поверхонь, нехтуючи наявністю при течії деяких полімерів пристінними ефектами різної природи, які значно впливають на точність моделювання. Пристінні ефекти у певних межах

можуть впливати на розподіл основних параметрів розплаву поблизу поверхонь та навіть по всьому перерізу каналів і, як наслідок, на стан поверхонь, точність розмірів, що передбачає доопрацювання обладнання [99–102].

Водночас наявні експериментальні дослідження дають змогу встановити різну природу пристінних ефектів у різних полімерів та в різних умовах течії:

- ковзання матеріалу по границі розділу зі стінкою каналу [103–106];
- утворення в безпосередній близькості від стінки каналу шару матеріалу з аномально зниженою відносно основного матеріалу в'язкістю [107–108];
- ковзання матеріалу по тонкому шару змащувальної речовини [109–110];
- нестійкість течії у вигляді періодичних проковзувань, так зване явище «stick-slip» [111–114].

Так, низка розплавів полімерів проявляє здатність до проковзування по твердих стінках каналів [111, 115–121], як, наприклад, ПЕВГ (рис. 1.18), непластифікований ПВХ або полістирол. У той же час, такі полімери як ПЕНП або пластифікований ПВХ утворюють низькомолекулярний шар поблизу стінки каналу [122, 123]. Більш вираженим даний ефект є в разі переробки вторинних полімерних матеріалів та використання змащувальних домішок для покращення умов переробки й зниження механодеструкції полімерів.

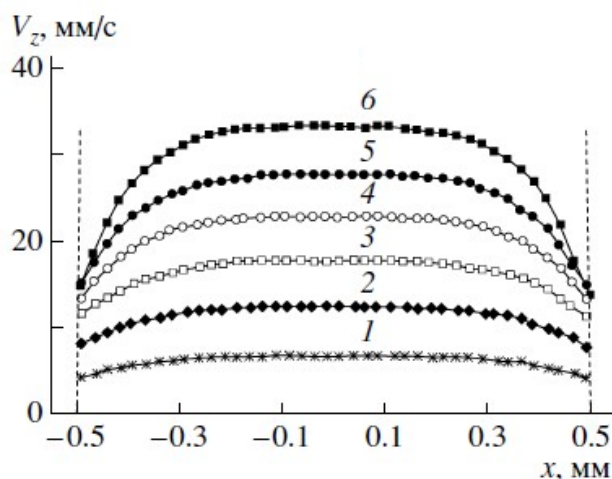


Рис. 1.18. Результати вимірювань розподілу швидкостей в потоці ПЕВГ при 190 °C [111] за різних швидкостей зсуву: 1 – 31 с⁻¹; 2 – 59 с⁻¹; 3 – 85 с⁻¹; 4 – 111 с⁻¹; 5 – 138 с⁻¹; 6 – 162 с⁻¹

Існують різні методи врахування пристінних ефектів при розрахунку реологічних параметрів полімерних матеріалів та опору каналів [124–128]. Проте вони не враховують різну природу утворення цих ефектів і, відповідно, не для всіх полімерів дають кількісну збіжність з дійсними значеннями.

Згідно з припущенням Нав'є [129] за наявності ковзання руху рідини протистоїть сила, пропорційна відносній швидкості між рідиною і твердою стінкою.

Враховуючи узагальнену ньютонівську модель рідини, дотичні напруження поблизу стінки становлять

$$\tau_{xy} = \eta(\dot{\gamma}) \frac{dv}{dy},$$

де η – динамічна в'язкість, Па·с; $\dot{\gamma}$ – швидкість зсуву, с⁻¹.

Тоді швидкість ковзання визначиться як

$$v_w = \text{sign}\left(\frac{dv}{dy}\right) k \tau_{xy},$$

де $k = \bar{k}/\eta(\dot{\gamma}) \geq 0$, \bar{k} – коефіцієнт тертя.

Цю залежність між швидкістю ковзання рідини на твердій стінці та напруженням зсуву поблизу неї називають лінійним законом ковзання Нав'є, який широко застосовують для моделювання течії полімерних матеріалів з урахуванням пристінних ефектів [130–133].

Нелінійний закон ковзання Нав'є [134] оснований на припущенні, що коефіцієнт тертя залежить від напруження зсуву, який описується нелінійною степеневою залежністю

$$v_w = \text{sign}\left(\frac{dv}{dy}\right) k |\tau_{xy}|^{m-1} \tau_{xy}, \quad (1.8)$$

де $m > 0$ (за умови $m = 1$ закон перетворюється на лінійний закон ковзання Нав'є).

Для обчислення плавного збільшення швидкості ковзання в діапазонах критичного напруження зсуву, за якого починається проява даного ефекту, Хатзікіріакос (Hatzikiriakos) запропонував закон ковзання на основі теорії в'язкої рідини Ейрінга [135, 136].

Закон ковзання Хатзікіріакоса має такий вигляд:

$$v_w = \begin{cases} k_1 \sinh \left[k_2 \left(\text{sign}\left(\frac{dv}{dy}\right) \tau_{xy} \right) - \tau_c \right] & , \text{ при } \tau_{xy} \geq \tau_c \\ 0 & , \text{ при } \tau_{xy} < \tau_c \end{cases}$$

де τ_c – критичне напруження, за якого починається ковзання; при цьому $k_1 \geq 0$ і $k_2 \geq 0$.

Асимптотичний закон ковзання [137]

$$\tau = -\frac{1}{k_2} \left[1 - \exp\left(\frac{v}{k_1}\right) \right],$$

для одновимірного потоку вираз може бути записаний у вигляді функції швидкості ковзання

$$v_w = k_1 \ln \left[1 + k_2 \left(\text{sign}\left(\frac{dv}{dy}\right) \tau_{xy} \right) \right].$$

Проте зазначений підхід коректно описує реологічну поведінку лише тих в'язких рідин, які відповідають закону Ейрінга [138], та дає змогу визначити величину ефективної швидкості пристінного ковзання не в усьому діапазоні перерізів каналів і швидкостей зсуву.

1.4.5. Постформувальне оброблення зекструдованих виробів

Після виходу екструдату з формувальних каналів екструзійних головок спостерігаються такі негативні явища як спотворення конфігурації екструдованих виробів через в'язкопружні властивості полімерних матеріалів, перебудову профілю течії та нерівномірні умови охолодження. У працях Фан-Тьєна, Таннера, Мітсуліса, Хассагера [139–142] було запропоновано низку математичних моделей опису руху в'язкопружного матеріалу в необмеженому просторі. Показано, що врахування пружних властивостей розплавів полімерів приводить до суттєвих змін конфігурації полімерних виробів. У свою чергу це зумовлює необхідність коригування технологічних параметрів процесу екструзії й геометрії формуючих каналів [143–145].

Рівняння стану полімерних матеріалів з в'язкопружними властивостями можна поділити на три типи: диференціальні, інтегральні й релаксаційні.

До диференціальних належать рівняння, що визначають тензор напруження як функцію диференціальних кінематичних величин, що відносяться лише до моменту спостереження. Так звані моделі сім'ї Олдройта (куди відносять моделі Олдройта-В, Уайт–Метцнера, Фан-Тьєн–Таннера, Джисекуса та ін.) підкоряються диференціальним рівнянням, записаних у показниках тензора екстра-напружень τ_1 і є найбільш реалістичними і розповсюдженими у використанні під час розрахунку течії в'язкопружних розплавів полімерів [146–148].

В інтегральних рівняннях тензор напружень визначається за допомогою одного або декількох інтегралів. Модель Фін-П містить рівняння, записане з урахуванням тензора форми, а модель ПОМ-ПОМ складається з двох рівнянь, записаних у показниках тензора орієнтації і змінного розтягування. Модель Леонова містить три рівняння: для вільних макромолекулярних ланцюгів, для захоплених макромолекулярних ланцюгів, а також для структурної змінної, яка характеризує перехід макромолекулярних ланцюгів від захопленого до вільного стану [149–151].

Рівняння стану релаксаційного типу містять щонайменше одну похідну за часом від тензора напружень. Прикладом такої моделі є рівняння Максвелла. Верхньо-конвективна модель Максвелла [152] є однією з найпростіших в'язкопружних залежностей. З урахуванням її реологічної простоти, модель рекомендується лише тоді, коли інформація про течію вкрай обмежена, або коли достатньою є якісна оцінка величин.

Модель Фан-Тьєн–Таннера (ФТТ) [139, 140, 146–148] є універсальною реологічною моделлю, яка дає змогу з високою достовірністю прогнозувати аномалію в'язкості розплаву й коректно описує течію полімерів, для яких спостерігається наявність в'язкопружних властивостей.

1.5. Висновки до розділу 1 і завдання досліджень

Необхідність підвищення технічного рівня, якості та конкурентоспроможності полімерної продукції потребує вдосконалення методів розрахунку та технологій їх конструювання.

В основу багатьох теоретичних праць, у яких аналізується процес живлення екструдера гранульованим полімерним матеріалом, лежить фізична модель, за якою під час руху в каналі черв'яка гранули не переміщуються одна відносно іншої, і рухаються як суцільна еластична стислива пробка. Для аналізу процесу користуються так званою плоскопаралельною моделлю черв'яка, відповідно до якої кривизна каналу не враховується, черв'як вважається нерухомим, а циліндр таким, що обертається з лінійною швидкістю, що дорівнює й протилежна швидкості обертання черв'яка. Для одержання достатньої точності розрахунків процесу живлення необхідна відповідна точність функцій, які описують залежність коефіцієнтів тертя, бокового тиску, стисливості гранул тощо.

При розрахунках процесу плавлення полімеру використовується низка фізичних і математичних моделей, які відрізняються трактовкою процесу, врахуванням різних чинників, трудоемністю та точністю розрахунків. Проте, незважаючи на відносно точне в останніх моделях прогнозування довжини зони плавлення, розрахункові значення відносної площини пробки по довжині черв'ячного каналу значно відрізняються від експериментальних.

Існуючі методики розрахунку показників якості змішування базуються на визначені усереднених величин і не дають змоги виконувати детальний аналіз впливу технологічно-конструктивних особливостей устаткування на показники якості змішування, можливості утворення застійних зон тощо. Тому більш доцільно досліджувати зміни концентрації компонентів у кожному елементарному об'ємі суміші в процесі її приготування за допомогою числових розрахунків.

Уточнений аналіз процесів формування полімерних виробів потребує використання числових методів, одним з найсучасніших та найефективніших серед яких є МСЕ. Ефективність МСЕ підвищується, якщо для розрахункових фізичних залежностей вдається використати поєднання варіаційного принципу розв'язання та методу переміщень.

Для полімерних матеріалів характерно не тільки в'язка, але й пружна поведінка (в'язкопружність). Наприклад, цей тип поведінки характерний для полімерного розплаву на виході з екструзійної головки, де пружні деформації проявляються у вигляді зміни форми й розмірів струменя, (так звані «розбухання» екструдату, «акуляча шкіра», «апельсинова кірка» та ін.). Ігнорування цих ефектів може призвести до невідповідності зекстурованих полімерних виробів заданій формі й розмірам.

Охолодження в калібрувальних пристроях має бути достатнім для утворення шару затверділого полімеру, необхідного для підтримки форми виробу за його подальшого охолодження. Водночас нерівномірне або надто інтенсивне охолодження в калібрувальному пристрої або при подальшому охолодженні у ваннах спричинює утворення технологічних напружень у стінці виробу, що може погіршити якість та спричинити появу дефектів форми. Тому необхідно розраховувати та оцінювати розподіл температур і спричинений ним напружено-деформований стан (НДС) виробу.

З огляду на зазначене можна сформулювати такі завдання досліджень:

– розроблення математичної моделі неізотермічного руху обмежено стисливих реологічних середовищ у робочих каналах екструдера та формувального устаткування з урахуванням пружного деформування конструктивних елементів, залишкових напружень, зміни законів стану середовища в різних зонах, внутрішніх дисипативних ефектів і теплообмінних процесів;

– розроблення математичної моделі плавлення термопластичних полімерів у робочих каналах екструдерів з урахуванням їхніх несучільності й багатокомпонентності;

– проведення числових та експериментальних досліджень закономірностей процесів змішування полімерів між собою і з дисперсними наповнювачами та гомогенізації в каналах екструдерів;

– проведення числових та експериментальні досліджень закономірностей процесів формування полімерних виробів з урахуванням їхніх в'язкопружних властивостей.

– розроблення методології моделювання постекструзійних процесів охолодження полімерних виробів з метою мінімізації утворюваних у них технологічних і залишкових напружень.

2. ЗАГАЛЬНІ ЗАСАДИ МОДЕЛЮВАННЯ ЕКСТРУЗІЙНИХ ЛІНІЙ ДЛЯ ПЕРЕРОБЛЕННЯ ТЕРМОПЛАСТИЧНИХ МАТЕРІАЛІВ

2.1. Узагальнена математична модель течії термопластичних матеріалів

Сучасні технології переробки полімерів супроводжуються використанням високих тиску й температури, які суттєво впливають як на перероблювані матеріали, так і на напружено-деформований стан обладнання. У багатьох випадках врахування взаємодії матеріалів з силовими, передусім формуючими, конструктивними елементами машин та апаратів є необхідною умовою під час розроблення технологічних процесів і формуючого обладнання полімерних виробництв. Відповідні задачі відносяться до зв'язаних нелінійних задач механіки, які потребують одночасного розрахунку твердих тіл, рідин і газів, що взаємодіють між собою та термосиловими полями із врахуванням реальних змін властивостей матеріалів у досліджуваних процесах [96].

Для математичного адекватного опису взаємодії середовищ і тіл у різних станах використовуються загальні співвідношення нелінійної механіки суцільних середовищ (МСС), які базуються на фундаментальних законах рівноваги, збереження імпульсу, маси та енергії [166, 167]. Це потребує розробки універсальних нелінійних моделей і методів їх дослідження, які можуть бути побудовані лише на базі методів числового аналізу, орієнтованих на потужну обчислювальну техніку. До найбільш ефективних числових методів розв'язку складних реологічних і динамічних задач механіки суцільних середовищ належить метод скінченних елементів (МСЕ), який на базі комп'ютерної техніки дає змогу моделювати й досліджувати технологічні процеси разом з визначенням напружено-деформованого стану й міцності обладнання хімічних виробництв.

Можливості МСЕ для опису реальних термомеханічних процесів визначаються передусім властивостями скінченних елементів, представлених через матриці жорсткості, в'язкості, теплопровідності та ін. Тому математичну модель течії термопластичних матеріалів авторами запропоновано побудувати на базі моментної схеми універсальних співвідношень МСЕ [86, 91, 92, 168]. Це дає змогу моделювати термонапружений стан і процеси переробки й формування розплавів полімерів, сипких і пластичних мас у виробі з урахуванням процесів тверднення та впливу залишкових напружень на властивості кінцевих виробів.

Представимо основні співвідношення МСС у вигляді системи диференціальних рівнянь в ейлерових координатах для стаціонарних процесів:

– рівняння руху

$$\nabla \cdot \hat{\sigma} + \vec{f} = \rho \vec{v} \cdot \vec{\nabla} \vec{v} ; \quad (2.1)$$

– рівняння збереження енергії

$$c_T \vec{v} \cdot \vec{\nabla} T = \vec{\nabla} \cdot (\lambda_T \vec{\nabla} T) + \hat{\sigma} \cdot \hat{\zeta} + Q_{(V)} , \quad (2.2)$$

де для внутрішньої енергії враховано співвідношення

$$\frac{d}{dt} \rho E = c_T \frac{dT}{dt} = c_T \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v} \cdot \vec{\nabla} T \right); \quad (2.3)$$

– рівняння збереження маси

$$\vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v}) = 0, \quad (2.4)$$

де ρ – густина матеріалу; \vec{v} – вектор швидкості точки тіла; \vec{f} – вектор зовнішньої сили, яка діє на одиницю об'єму тіла; $\hat{\sigma}$ – тензор напружень; $\vec{\nabla} \vec{v}$ – градієнт вектора швидкості; $Q_{(V)}$ – швидкість зовнішнього об'ємного притоку теплоти разом з іншою немеханічною енергією, віднесена до одиниці маси; E – питома внутрішня енергія (енергія, приведена до одиниці маси тіла).

До системи рівнянь (2.1)–(2.4) також необхідно додати геометричні рівняння Коші:

$$\hat{\varepsilon} = \frac{1}{2} \left(\vec{\nabla} \vec{u} + (\vec{\nabla} \vec{u})^T \right), \quad \hat{\zeta} = \frac{1}{2} \left(\vec{\nabla} \vec{v} + (\vec{\nabla} \vec{v})^T \right), \quad (2.5)$$

які пов'язують тензор деформацій $\hat{\varepsilon}$ з вектором переміщень \vec{u} і тензор швидкостей деформацій $\hat{\zeta}$ з вектором швидкостей \vec{v} .

Для замикання системи рівнянь (2.1)–(2.5) до неї треба додати рівняння стану

$$\hat{\phi}(\hat{\sigma}, \hat{\varepsilon}, \hat{\zeta}, T) = 0, \quad (2.6)$$

які дають змогу описати фізичні властивості матеріалів реальних тіл.

При формулюванні рівнянь стану (2.6) середовища беремо такі загальні припущення:

- режим руху середовища – стаціонарний, достатньо повільний, тому силами інерції можна знехтувати;
- матеріали мають нелінійні в'язкопружнопластичні властивості, які залежать від напружено-деформованого стану й температури;
- між твердими тілами й рідинами та газами виконуються умови прилипання (швидкості на стінках дорівнюють швидкостям стінок), а розташування поверхонь контакту визначається з урахуванням переміщень твердих тіл;
- у процесі перероблення й деформування матеріали можуть змінювати властивості стисливості – від стисливих до нестисливих і навпаки.

Вважатимемо, що повні деформації $\hat{\varepsilon}$ та їхні швидкості $\hat{\zeta}$ можна представити сумами:

$$\hat{\varepsilon} = \hat{\varepsilon}^e + \hat{\varepsilon}^p + \hat{\varepsilon}^T, \quad \hat{\zeta} = \hat{\zeta}^e + \hat{\zeta}^p + \hat{\zeta}^T,$$

де $\hat{\varepsilon}^e$, $\hat{\zeta}^e$ – пружні деформації і їх швидкості, для яких має місце узагальнений закон Гука:

$$\hat{\sigma} = \hat{E} \cdot \hat{\varepsilon}^e, \quad \hat{\varepsilon}^e = \hat{\Lambda} \cdot \hat{\sigma}, \quad \hat{\zeta}^e = \hat{\Lambda} \cdot \frac{d\hat{\sigma}}{dt},$$

\hat{E} , $\hat{\Lambda}$ – тензори 4-го рангу пружності, які зазвичай залежать від температури; $\hat{\varepsilon}^p$, $\hat{\xi}^p$ – пластичні деформації та їх швидкості, обумовлені в'язкопластичністю матеріалів:

$$\hat{\sigma} = \hat{M} \cdot \hat{\zeta}^p - p \hat{g}, \quad \hat{\zeta}^p = \hat{B} \cdot \hat{\sigma},$$

\hat{M} , \hat{B} , p , \hat{g} – тензори 4-го рангу в'язко-пластичності, який залежать від температури й від $\hat{\varepsilon}^p$, $\hat{\zeta}^p$, гідростатичний тиск і метричний тензор; $\hat{\varepsilon}^T$, $\hat{\zeta}^T$ – теплові деформації та їхні швидкості:

$$\hat{\varepsilon}^T = \beta^T \hat{g} (T - T_0), \quad \hat{\zeta}^T = \beta^T \hat{g} \frac{dT}{dt},$$

β^T , T_0 , T – коефіцієнт лінійного теплового розширення, початкова й кінцева температури.

З врахуванням прийнятих допущень рівняння стану можна записати через повні деформації або їх швидкості:

$$\begin{aligned} \hat{\sigma} &= \hat{E} \cdot (\hat{\varepsilon} - \hat{\varepsilon}^p) - \hat{\sigma}^T, \\ \hat{\sigma} + \hat{\Gamma} \cdot \frac{d\hat{\sigma}}{dt} &= \hat{B} \cdot \hat{\zeta} - p \hat{g} - \hat{\sigma}_V^T, \\ \hat{\sigma}^T &= \hat{A} (T - T_0), \quad \hat{\sigma}_V^T = \hat{h}^T \frac{dT}{dt}, \end{aligned}$$

де $\hat{\Gamma} = \hat{B} \cdot \hat{\Lambda}$ – тензор в'язко-пружності, $\hat{h}^T = \beta^T \hat{B} \cdot \hat{g}$ – тензор об'ємної термов'язкості, $\hat{A} = \beta^T \hat{E} \cdot \hat{g}$ – тензор термопружності, $\hat{\sigma}^T$, $\hat{\sigma}_V^T$ – тензори теплових напружень. З врахуванням стаціонарності процесів маємо:

$$\begin{aligned} \hat{\sigma} + \hat{\Gamma} \cdot (\vec{v} \cdot \vec{\nabla} \hat{\sigma}) &= \hat{B} \cdot \hat{\zeta} - p \hat{g} - \hat{\sigma}_V^T, \\ \hat{\sigma}_V^T &= \hat{h}^T (\vec{v} \cdot \vec{\nabla} T). \end{aligned}$$

2.2. Узагальнена математична модель течії багатокomпонентних середовищ

2.2.1. Загальні відомості

Рух суміші та її складових розглядається в цій роботі в рамках механіки суцільних середовищ з такими припущеннями:

1. Суміш складається з окремих взаємно проникливих компонент, що заповнюють один і той самий об'єм. Кожна компонента є неперервним однорідним середовищем (континіумом), стан якого безпосередньо визначається власними параметрами стану.

2. Для кожної компоненти середовища задовольняються закони збереження маси, імпульсу та енергії. Маса, імпульс та енергія суміші дорівнюють сумі мас, імпульсів та енергій її компонент. Взаємодія між компонентами суміші не змінює загальну величину маси, імпульсу та енергії суміші.

3. Взаємодія між компонентами суміші відбувається в межах локальних об'ємів суміші через поверхневі та масові сили або наявністю зв'язків між швидкостями компонент суміші. При цьому приймається, що величина площі «контактної» поверхні окремої компоненти, яка міститься в локальному об'ємі суміші, визначається як частка загальної площі поверхні, що обмежує об'єм суміші, і ця частка дорівнює об'ємній концентрації компоненти.

4. Швидкість полімеру дорівнює швидкості стінки обладнання, тобто приймається умова повного прилипання.

5. У зв'язку з великою в'язкістю полімерів ($Re \ll 1$) рух вважається ламінарним.

Для розв'язання задач змішування спочатку розв'язується термомеханічна задача розподілу швидкостей та стану рідини, а потім на її основі – задача масообміну шляхами дифузії та конвекції.

Кінематика руху багатофазного середовища досліджується з позиції Ейлера, тобто всі подальші висновки базуються на розгляді не окремих елементів середовища, а того, що відбувається в певній точці простору з координатами x^1, x^2, x^3 . Геометричні координати простору x^i і час t носять назву змінних Ейлера. Рух у розумінні Ейлера вважається відомим, якщо всі невідомі величини (переміщення, швидкості, прискорення і т. д.) визначені як функції x^i і t . За фіксованих x^i і змінному t ці функції описують зміну з часом у даній точці простору основних параметрів, що належать різним частинкам середовища, які проходять через цю точку. Швидкість руху окремої фази визначається по витраті її за одиницю часу через одиницю площі перерізу каналів, де рухається фаза.

Основні співвідношення МСС для стаціонарних процесів описуються системою рівнянь (2.1)–(2.6), а також рівнянням дифузії

$$\varphi \nabla^2 C = \vec{v} \cdot \vec{\nabla} C,$$

де C – концентрація обраного компонента; φ – коефіцієнт дифузії.

Для малого об'єму V суміші визначимо такі величини:

ρ_α – густина матеріалу α -ї компоненти суміші ($\alpha=1,2,3,\dots$); $n_\alpha = \frac{V_\alpha}{V}$ – об'ємна концентрація α -ї компоненти, яка займає об'єм V_α у межах об'єму суміші V ($\sum_\alpha n_\alpha = 1$); $\rho_\alpha^* = \rho_\alpha n_\alpha$ – приведена парціальна густина α -ї компоненти;

$\rho = \sum_\alpha \rho_\alpha n_\alpha = \sum_\alpha \rho_\alpha^*$ – густина суміші; $m_\alpha = \frac{\rho_\alpha^*}{\rho} = \frac{\rho_\alpha n_\alpha}{\rho}$ – масова концентрація α -ї компоненти суміші; $\kappa_{\alpha\beta}$ – швидкість переходу маси фази α , що міститься в

одиниці об'єму суміші в фазу β ; \vec{v}_α – швидкість руху фази α ; $\vec{v}_\alpha^f = n_\alpha \vec{v}_\alpha$ – швидкість фільтрації фази α ; $\vec{v} = \frac{\sum \rho_\alpha^* v_\alpha}{\rho} = \sum m_\alpha v_\alpha$ – швидкість руху суміші.

2.2.2. Рівняння збереження

Позначимо тверду, рідинну й газову фазу відповідними індексами – $\alpha=1,2,3$. Для першої – твердої фази, що міститься в будь-якому об'ємі V суміші, закон збереження маси з врахуванням процесу плавлення можна представити у вигляді рівняння нерозривності

$$\frac{d}{dt} \int_V \rho_1^* dV + \int_V \kappa_{12} dV = 0, \quad (2.7)$$

що відповідає диференціальному рівнянню нерозривності [166]

$$\frac{d\rho_1^*}{dt} + \rho_1^* \vec{\nabla} \cdot \vec{v}_1 + \kappa_{12} = 0,$$

або

$$\frac{\partial \rho_1^*}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \rho_1^* \vec{v}_1 + \kappa_{12} = 0, \quad (2.8)$$

де $\frac{d(\dots)}{dt} = \frac{\partial(\dots)}{\partial t} + \vec{v} \cdot \vec{\nabla}(\dots)$ – матеріальна похідна по часу; $\frac{\partial(\dots)}{\partial t}$ – локальна похідна по часу; $\vec{v} \cdot \vec{\nabla}(\dots)$ – конвективна складова матеріальної похідної.

Аналогічні рівняння збереження маси (нерозривності) складаються для рідинної й газової складових суміші

$$\frac{\partial \rho_2^*}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \rho_2^* \vec{v}_2 - \kappa_{12} = 0, \quad (2.9)$$

$$\frac{\partial \rho_3^*}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \rho_3^* \vec{v}_3 = 0, \quad (2.10)$$

Для суміші рівняння збереження маси визначається через суму рівнянь (2.8)–(2.10). У прийнятих позначеннях воно набуває звичайного для однорідних середовищ вигляду

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v}) = 0. \quad (2.11)$$

Рівняння збереження імпульсу та енергії для твердої фази будемо виводити за умови, що об'ємна концентрація твердої фази становить не менше половини й що фази можуть рухатись з різними швидкостями. Частинки кожної фази перебувають у контакті між собою й частинками інших фаз. У середині кожної фази виникають напруження, обумовлені рухом частинок цієї фази. При фазовому перетворенні першої фази в другу «перехідна» маса має власну швидкість \vec{v}_{12} і внутрішню енергію U_{12} . Між фазами діють поверхневі сили, які

можна представити тензором напружень $\hat{B}_{\alpha\beta}$, що складається з девіатора $\hat{D}_{\alpha\beta}$ і сферичного тензора $\hat{S}_{\alpha\beta}$

$$\hat{B}_{\alpha\beta} = \hat{D}_{\alpha\beta} + \hat{S}_{\alpha\beta}.$$

Тверду фазу на етапі плавлення розглядатимемо як пористе тіло, крізь яке рухається рідина й газ згідно з законами фільтрації. У разі, коли швидкості твердої фази й рідини (газу) рівні й фільтрація не відбувається, то між ними діє тільки тиск $p_{\alpha\beta}$, який відповідає сферичному тензору $\hat{S}_{\alpha\beta} = -p_{\alpha\beta} \hat{g}$ (\hat{g} – метричний тензор). Девіаторна складова виникає за відносного руху рідини (газу) і відображає сили опору фільтрації. Відповідно до закону Дарсі швидкість фільтрації \vec{v}_f дорівнює

$$\vec{v}^f = -k^f \vec{\nabla} p, \quad (2.12)$$

де $k^f = \frac{K^f}{\mu}$ – коефіцієнт фільтрації; K^f – коефіцієнт проникливості пористої структури; p – тиск; μ – в'язкість рідини (газу).

Беручи до уваги, що для розплаву $\vec{v}_2^f = n_2(\vec{v}_2 - \vec{v}_1)$ і тиск $p = p_{12} = p_2$ (де p_2 – тиск у розплаві) формула (2.12) для рідкої фази суміші має вигляд

$$\vec{v}_2 - \vec{v}_1 = -\frac{k_2^f}{n_2} \vec{\nabla} p_2. \quad (2.13)$$

Величина $\vec{R}_{2f} = \vec{\nabla} p$ може розглядатись як віднесена до одиниці об'єму рідини сила опору фільтрації, з якою тверда фаза діє на рідину

$$\vec{R}_{2f} = -\frac{(n_2)^2}{k_2^f} (\vec{v}_2 - \vec{v}_1). \quad (2.14)$$

Відносно одиниці об'єму суміші інтенсивність сил опору фільтрації дорівнюватиме:

– для рідини

$$\vec{R}_{2f}^* = n_2 \vec{R}_{2f} = -\frac{(n_2)^2}{k_2^f} (\vec{v}_2 - \vec{v}_1); \quad (2.15)$$

– для газу

$$\vec{R}_{3f}^* = n_3 \vec{R}_{3f} = -\frac{(n_3)^2}{k_3^f} (\vec{v}_3 - \vec{v}_1). \quad (2.16)$$

У межах зроблених припущень складемо рівняння збереження імпульсу для твердої фази з урахуванням конвективного імпульсу частини маси, що переходить у рідину. Для довільного об'єму суміші V

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt} \int_V \rho_1^* \vec{v}_1 dV + \int_V \kappa_{12} \vec{v}_{12} dV = \int_V (P_1^* - \vec{R}_{2f}^* - \vec{R}_{3f}^*) dV + \\ + \int_F \vec{N} \cdot (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{S}_{12} + \alpha_3 \hat{S}_{13}) dF \end{aligned}, \quad (2.17)$$

де \vec{N} – одиничний вектор нормалі до поверхні F ; $\alpha_2 = \frac{n_1 n_2}{n_2 + n_3}$; $\alpha_3 = \frac{n_1 n_3}{n_2 + n_3}$ – відносні частки поверхні твердої фази, що контактують з рідиною або газом.

Швидкість зміни імпульсу з урахуванням рівняння нерозривності (2.8) при фазовому переході дорівнює

$$\frac{d}{dt} \int_V \rho_1^* \vec{v}_1 dV = \int_V \left(\rho_1^* \frac{d\vec{v}_1}{dt} - \kappa_{12} \vec{v}_1 \right) dV. \quad (2.18)$$

Тоді, застосовуючи формулу Остроградського–Гауса до правої частини (2.17) і представляючи сферичні тензори поверхневої взаємодії твердої фази з іншими фазами через напруження в рідині $\hat{\sigma}_2$ ($\hat{S}_{12}|_F = \hat{\sigma}_2|_F$) і тиск у газі p_3 ($\hat{S}_{13}|_F = -p_3 \hat{g}|_F$), отримаємо

$$\begin{aligned} \int_V \left(\rho_1^* \frac{d\vec{v}_1}{dt} + \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_1) \right) dV = \int_V \left(\vec{\nabla} \cdot (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2) - \vec{\nabla} \alpha_3 p_3 \right) dV - \\ - \int_V \left(\vec{R}_{2f}^* + \vec{R}_{3f}^* - \vec{P}_1^* \right) dV. \end{aligned} \quad (2.19)$$

Оскільки вираз (2.19) справедливий для будь якого об'єму V суміші, то запишемо диференціальне рівняння для першої (твердої) фази

$$\rho_1^* \frac{d\vec{v}_1}{dt} = \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12}) + \vec{\nabla} \cdot (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2) - \vec{\nabla} \alpha_3 p_3 - \vec{R}_{2f}^* - \vec{R}_{3f}^* + \vec{P}_1^*. \quad (2.20)$$

З урахуванням (2.14) і (2.15), а також того, що під час фільтрації напруження в рідині $\hat{\sigma}_2$ визначаються тиском p_2 ($\hat{\sigma}_2 = -p_2 \hat{g}$) рівняння (2.20) можна привести до остаточного вигляду

$$\begin{aligned} \rho_1^* \frac{d\vec{v}_1}{dt} = \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12}) + \vec{\nabla} \cdot n_1 \hat{\sigma}_1 - \vec{\nabla} (\alpha_2 p_2 + \alpha_3 p) + \\ + \frac{(n_2)^2}{k_2^f} (\vec{v}_2 - \vec{v}_1) + \frac{(n_3)^2}{k_3^f} (\vec{v}_3 - \vec{v}_1) + \vec{P}_1^*. \end{aligned} \quad (2.21)$$

Аналогічно виведемо рівняння руху для рідини, вважаючи, що взаємодія рідини з газом є незначною

$$\rho_2^* \frac{d\vec{v}_2}{dt} = \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2) + \vec{\nabla} \cdot (n_2 - \alpha_2) \hat{\sigma}_2 - \frac{(n_2)^2}{k_2^f} (\vec{v}_2 - \vec{v}_1) + \vec{P}_2^*$$

або

$$\rho_2^* \frac{d\vec{v}_2}{dt} = \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2) + \vec{\nabla} (\alpha_2 - n_2) p_2 - \frac{(n_2)^2}{k_2^f} (\vec{v}_2 - \vec{v}_1) + \vec{P}_2^* \quad (2.22)$$

та газу

$$\rho_3^* \frac{d\vec{v}_3}{dt} = \vec{\nabla} (\alpha_3 - n_3) p_3 - \frac{(n_3)^2}{k_3^f} (\vec{v}_3 - \vec{v}_1) + \vec{P}_3^*. \quad (2.23)$$

Для суміші в цілому рівняння руху можна отримати, склавши суму правих і лівих частин рівнянь для окремих фаз (2.21)–(2.23)

$$\rho_1^* \frac{d\vec{v}_1}{dt} + \rho_2^* \frac{d\vec{v}_2}{dt} + \rho_3^* \frac{d\vec{v}_3}{dt} = \kappa_{12}(\vec{v}_1 - \vec{v}_2) + \vec{V} \cdot \hat{\sigma} + \vec{P}, \quad (2.24)$$

де $\hat{\sigma} = n_1 \hat{\sigma}_1 + n_2 \hat{\sigma}_2 - n_3 p_3 \hat{g}$ – повні напруження в суміші, $\vec{P} = \vec{P}_1^* + \vec{P}_2^* + \vec{P}_3^*$ – загальна сила, що діє на одиницю об'єму суміші.

Закон збереження енергії для окремого середовища формулюється як рівність швидкості зміни повної енергії разом енергією, відданою (або сприйнятою) в результаті фазових перетворень, величині потужності всіх зовнішніх об'ємних і поверхневих сил у сумі з підведеною ззовні за одиницю часу теплою за рахунок об'ємних джерел і крізь зовнішню поверхню середовища.

Позначаючи кінетичну та внутрішню енергію маси першої (твердої фази), що міститься в одиниці об'єму суміші, через W_1 і U_1 , запишемо рівняння для повної енергії твердої фази з конвективною енергією маси фазового перетворення

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt} \int_V \rho_1^* (W_1 + U_1) dV + \int_V \kappa_{12} (W_{12} + U_{12}) dV = \int_V A_{1V} dV + \int_F A_{1F} dF + \\ + \int_V Q_{1V} dV + \int_V Q_{12} dV + \int_V Q_{13} dV - \int_V Q_{1E} dV + \int_F Q_{1F} dF, \end{aligned} \quad (2.25)$$

де $W_{12} = \frac{(\vec{v}_{12})^2}{2}$ – кінетична енергія маси фазового перетворення за одиницю часу, що міститься в одиниці об'єму суміші;

A_{1V} – потужність зовнішніх відносно твердої фази сил в одиниці об'єму

$$A_{1V} = \left(\frac{(n_2)^2}{k_2^f} (\vec{v}_2 - \vec{v}_1) + \frac{(n_3)^2}{k_3^f} (\vec{v}_3 - \vec{v}_1) + \vec{P}_1^* \right) \cdot \vec{v}_1; \quad (2.26)$$

A_{1F} – потужність зовнішніх поверхневих сил, що діють на одиницю площі твердої фази

$$A_{1F} = \vec{N} \cdot (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_3 p_3 \hat{g}) \cdot \vec{v}_1; \quad (2.27)$$

Q_{1V} – кількість теплоти, що підводиться за одиницю часу до твердої фази ззовні через об'ємні джерела; Q_{12} , Q_{13} – кількість теплоти, що надходить від рідинної та газової частин суміші в одиниці об'єму суміші за умови, що теплообмін відбувається конвективно

$$Q_{1\alpha} = n_\alpha \chi_{1\alpha} (T_\alpha - T_1), \quad (2.28)$$

$\chi_{1\alpha}$ – коефіцієнт тепловіддачі на границі твердої фази і рідини (газу).

Q_{1E} – кількість теплоти, необхідна для фазового перетворення; Q_{1F} – кількість теплоти, що підводиться крізь границю твердої фази тепловим потоком \vec{q}_1 ззовні. відповідно до закону Фур'є

$$\bar{q}_1 = -\lambda_1 \bar{\nabla} T_1, \quad (2.29)$$

де λ_1 – коефіцієнт теплопровідності; T_1 – температура твердої фази.

Тоді для Q_{1F} маємо

$$\int_F Q_{1F} dF = -\int_F N \cdot \bar{q}_1 dF = -\int_V \bar{\nabla} \cdot \bar{q}_1 dV = \int_V \bar{\nabla} \cdot (\lambda_1 \bar{\nabla} T_1) dV. \quad (2.30)$$

Розкриємо ліву частину рівняння (2.25) із врахуванням рівняння нерозривності (2.8)

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt} \int_V \rho_1^* (W_1 + U_1) dV &= \int_V \left(\rho_1^* \frac{d}{dt} (W_1 + U_1) + \frac{d\rho_1^*}{dt} (W_1 + U_1) \right) dV = \\ &= \int_V \rho_1^* \frac{d}{dt} (W_1 + U_1) dV - \int_V \kappa_{12} (W_1 + U_1) dV. \end{aligned}$$

Тоді рівняння (2.25) можна навести у вигляді

$$\begin{aligned} \int_V \rho_1^* \frac{d}{dt} (W_1 + U_1) dV + \int_V \kappa_{12} (W_{12} - W_1 + U_{12} - U_1) dV &= \int_V A_{1V} dV + \\ + \int_F A_{1F} dF + \int_V Q_{1V} dV + \int_V Q_{12} dV + \int_V Q_{13} dV - \int_V Q_{1E} dV + \int_F Q_{1F} dF. \end{aligned} \quad (2.31)$$

Визначимо залежність швидкості зміни кінетичної енергії першої фази залежно від потужності сил, що прикладені до неї. Для цього помножимо рівняння руху (2.20) на швидкість першої фази і проінтегруємо ліву і праву частини в об'ємі V

$$\begin{aligned} \int_V \left(\rho_1^* \frac{d\bar{v}_1}{dt} - \kappa_{12} (\bar{v}_1 - \bar{v}_{12}) \right) \cdot \bar{v}_1 dV &= \int_V (\bar{\nabla} \cdot (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2)) \cdot \bar{v}_1 dV - \\ - \int_V (\bar{\nabla} \alpha_3 p_3) \cdot \bar{v}_1 dV + \int_V \left(\frac{(n_2)^2}{k_2^f} (\bar{v}_2 - \bar{v}_1) + \frac{(n_3)^2}{k_3^f} (\bar{v}_3 - \bar{v}_1) \right) \cdot \bar{v}_1 dV &+ \int_V \bar{P}_1^* \cdot \bar{v}_1 dV. \end{aligned} \quad (2.32)$$

Згідно з формулою Остроградського–Гауса представимо об'ємні інтеграли у вигляді суми об'ємних і поверхневих інтегралів

$$\begin{aligned} \int_V (\bar{\nabla} \cdot n_1 \hat{\sigma}_1) \cdot \bar{v}_1 dV &= -\int_V n_1 \hat{\sigma}_1 \cdot \bar{\nabla} \bar{v}_1 dV + \int_F n_1 \bar{N} \cdot \hat{\sigma}_1 \cdot \bar{v}_1 dF = \\ &= -\int_V n_1 \hat{\sigma}_1 \cdot \hat{\varepsilon}_1 dV + \int_F n_1 \bar{N} \cdot \hat{\sigma}_1 \cdot \bar{v}_1 dF; \\ \int_V (\bar{\nabla} \cdot \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \bar{v}_1 dV &= -\int_V \alpha_2 \hat{\sigma}_2 \cdot \bar{\nabla} \bar{v}_1 dV + \int_F \alpha_2 \bar{N} \cdot \hat{\sigma}_2 \cdot \bar{v}_1 dF = \\ &= \int_V \alpha_2 \hat{\sigma}_2 \cdot \hat{\varepsilon}_1 dV + \int_F \alpha_2 \bar{N} \cdot \hat{\sigma}_2 \cdot \bar{v}_1 dF; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
\int_V (\vec{\nabla} \alpha_3 p_3) \cdot \vec{v}_1 dV &= - \int_V \alpha_3 p_3 \hat{g} \cdot \vec{\nabla} \vec{v}_1 dV + \int_F \alpha_3 p_3 \vec{N} \cdot \vec{v}_1 dF = \\
&= - \int_V \alpha_3 p_3 \hat{g} \cdot \hat{\hat{\epsilon}}_1 dV + \int_F \alpha_3 p_3 \vec{N} \cdot \vec{v}_1 dF
\end{aligned} \quad (2.33)$$

і приведемо рівняння (2.32) до вигляду

$$\begin{aligned}
\int_V \rho_1^* \frac{d}{dt} \frac{(\vec{v}_1)^2}{2} dV &= \int_V \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12}) \cdot \vec{v}_1 dV - \\
- \int_V (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_3 p_3 \hat{g}) \cdot \hat{\hat{\epsilon}}_1 dV &+ \int_V A_{1V} dV + \int_F A_{1F} dF,
\end{aligned} \quad (2.34)$$

де $\hat{\hat{\epsilon}}_1 = \frac{1}{2} (\vec{\nabla} \vec{v}_1 + \vec{\nabla} \vec{v}_1^T)$ – тензор швидкостей деформацій.

Тоді для твердої фази можемо записати рівняння закону збереження механічної енергії

$$\begin{aligned}
\int_V \rho_1^* \frac{d}{dt} W_1 dV - \int_V \kappa_{12} W_1 dV &= \int_V \kappa_{12} \left(\frac{1}{2} \vec{v}_1 - \vec{v}_{12} \right) \cdot \vec{v}_1 dV - \\
- \int_V (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_3 p_3 \hat{g}) \cdot \hat{\hat{\epsilon}}_1 dV &+ \int_V A_{1V} dV + \int_F A_{1F} dF.
\end{aligned} \quad (2.35)$$

Якщо з рівняння (2.31) виключити кінетичну енергію на основі (2.35), то матимемо рівняння притоку теплоти до твердої фази

$$\begin{aligned}
\int_V \rho_1^* \frac{d}{dt} U_1 dV + \int_V \kappa_{12} (U_{12} - U_1) dV &= - \frac{1}{2} \int_V \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12})^2 dV + \\
+ \int_V (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_3 p_3 \hat{g}) \cdot \hat{\hat{\epsilon}}_1 dV &+ \int_V Q_{1V} dV + \\
+ \int_V Q_{12} dV + \int_V Q_{13} dV + \int_V Q_{1E} dV &+ \int_F Q_{1F} dF.
\end{aligned} \quad (2.36)$$

Для отримання рівняння притоку теплоти у вигляді диференціального рівняння представимо поверхневі інтеграли через об'ємні. Беручи до уваги довільність об'єму V , можемо отримати диференціальне рівняння збереження енергії у вигляді рівняння притоку теплоти для першої фази

$$\begin{aligned}
\rho_1^* \frac{dU_1}{dt} + \kappa_{12} (U_{12} - U_1) &= - \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12})^2 + (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_3 p_3 \hat{g}) \cdot \hat{\hat{\epsilon}}_1 + \\
+ Q_{1V} + Q_{12} + Q_{13} - Q_{1E} + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_1 \vec{\nabla} T_1)
\end{aligned} \quad (2.37)$$

Для другої фази (рідинної) швидкість зміни кінетичної енергії за наявності фазового переходу визначається рівнянням

$$\frac{d}{dt} \int_V \rho_2^* W_2 dV = \frac{d}{dt} \int_V \rho_2^* \frac{(\vec{v}_2)^2}{2} dV = \int_V \rho_2^* \frac{d}{dt} \frac{(\vec{v}_2)^2}{2} dV + \int_V \kappa_{12} \frac{(\vec{v}_2)^2}{2} dV. \quad (2.38)$$

Користуючись рівнянням руху (2.22), отримаємо рівняння

$$\int_V \left(\rho_2^* \frac{d\vec{v}_2}{dt} + \kappa_{12}(\vec{v}_2 - \vec{v}_{12}) \right) \cdot \vec{v}_2 dV = \int_V \left(\vec{\nabla} \cdot (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \right) \cdot \vec{v}_2 dV - \int_V \frac{n_2}{k_{2f}} (\vec{v}_2 - \vec{v}_1) \cdot \vec{v}_2 dV + \int_V \vec{P}_2^* \cdot \vec{v}_2 dV, \quad (2.39)$$

яке після переходу до поверхневих інтегралів запишемо у вигляді

$$\int_V \rho_2^* \frac{d}{dt} \frac{(\vec{v}_2)^2}{2} dV = \int_V \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2) \cdot \vec{v}_2 dV - \int_V (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \hat{\varepsilon}_2 dV - \int_V \frac{(n_2)^2}{k_{2f}} (\vec{v}_2 - \vec{v}_1) \cdot \vec{v}_2 dV + \int_V \vec{P}_2^* \cdot \vec{v}_2 dV + \int_F \vec{N} \cdot (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \vec{v}_2 dF. \quad (2.40)$$

Враховуючи (2.40), приводимо рівняння (2.38) для кінетичної енергії до вигляду

$$\frac{d}{dt} \int_V \rho_2^* W_2 dV = \int_V \rho_2^* \frac{d}{dt} W_2 dV + \int_V \kappa_{12} W_2 dV = \int_V \kappa_{12} \left(\vec{v}_{12} - \frac{1}{2} \vec{v}_2 \right) \cdot \vec{v}_2 dV - \int_V (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \hat{\varepsilon}_2 dV + \int_V A_{2V} dV + \int_F A_{2F} dF, \quad (2.41)$$

де A_{2V} – потужність зовнішніх відносно рідинної фази сил в одиниці об'єму

$$A_{2V} = \left(\vec{P}_2^* - \frac{(n_2)^2}{k_{2f}} (\vec{v}_2 - \vec{v}_1) \right) \cdot \vec{v}_2; \quad (2.42)$$

A_{2F} – потужність зовнішніх поверхневих сил, що діють на одиницю площі рідини

$$A_{2F} = \vec{N} \cdot (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \vec{v}_2. \quad (2.43)$$

Рівняння збереження повної енергії для другої фази має вигляд

$$\begin{aligned} & \frac{d}{dt} \int_V \rho_2^* (W_2 + U_2) dV - \int_V \kappa_{12} (W_{12} + U_{12}) dV = \\ & = \int_V \rho_2^* \frac{d}{dt} (W_2 + U_2) dV + \int_V \kappa_{12} (W_2 - W_{12} + U_2 - U_{12}) dV = \\ & \int_V A_{2V} dV + \int_F A_{2F} dF + \int_V Q_{2V} dV + \int_V Q_{1E} dV - \int_V Q_{12} dV + \int_F Q_{2F} dF, \end{aligned} \quad (2.44)$$

де Q_{2V} – кількість теплоти, що підводиться за одиницю часу до одиниці об'єму другої фази ззовні; Q_{2F} – кількість теплоти, що підводиться крізь зовнішню границю рідкої фази тепловим потоком \vec{q}_2

$$\vec{q}_2 = -\lambda_2 \vec{\nabla} T_2, \quad (2.45)$$

де λ_2 – коефіцієнт теплопровідності; T_2 – температура рідини.

Тоді для Q_{2F} маємо

$$\int_F Q_{2F} dF = - \int_F \vec{N} \cdot \vec{q}_2 dF = - \int_V \vec{\nabla} \cdot \vec{q}_2 dV = \int_V \vec{\nabla} \cdot (\lambda_2 \vec{\nabla} T_2) dV. \quad (2.46)$$

Підставивши (2.41) у (2.44) отримаємо для довільного об'єму суміші рівняння притоку теплоти для другої (рідкої) фази за умови фазового переходу твердої фази в рідину

$$\begin{aligned} \int_V \rho_2^* \frac{d}{dt} U_2 dV + \int_V \kappa_{12} (U_2 - U_{12}) dV = \frac{1}{2} \int_V \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2)^2 dV + \\ + \int_V (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \hat{\epsilon}_2 dV + \int_V Q_{2V} dV + \int_V Q_{1E} dV - \int_V Q_{12} dV + \int_F Q_{2F} dF, \end{aligned} \quad (2.47)$$

яке еквівалентне диференціальному рівнянню

$$\begin{aligned} \rho_2^* \frac{dU_2}{dt} + \kappa_{12} (U_2 - U_{12}) = \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2)^2 + \\ + (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \hat{\epsilon}_2 + Q_{2V} - Q_{12} + Q_{1E} + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_2 \vec{\nabla} T_2). \end{aligned} \quad (2.48)$$

Аналогічно виводиться рівняння збереження енергії для третьої (газової) складової суміші

$$\frac{d}{dt} \int_V \rho_3^* U_3 dV = \int_V (\alpha_3 p_3 - n_3 p_3) \vec{\nabla} \cdot \vec{v}_3 dV + \int_V Q_{3V} dV - \int_V Q_{13} dV + \int_F Q_{3F} dF, \quad (2.49)$$

Q_{3V} – кількість теплоти, що підводиться за одиницю часу до одиниці об'єму газу; Q_{3F} – кількість теплоти, що підводиться через зовнішню границю газової фази тепловим потоком \vec{q}_3 , який визначається по закону Фур'є

$$\vec{q}_3 = -\lambda_3 \vec{\nabla} T_3, \quad (2.50)$$

де λ_3 , T_3 – коефіцієнт теплопровідності і температура газу.

Звідси підведена через поверхню кількість теплоти для газу дорівнює

$$\int_F Q_{3F} dF = - \int_F \vec{N} \cdot \vec{q}_3 dF = - \int_V \vec{\nabla} \cdot \vec{q}_3 dV = \int_V \vec{\nabla} \cdot (\lambda_3 \vec{\nabla} T_3) dV. \quad (2.51)$$

Рівняння (2.49) для довільного об'єму відповідає диференціальному рівнянню збереження енергії газу

$$\rho_3^* \frac{d}{dt} U_3 = (\alpha_3 p_3 - n_3 p_3) \vec{\nabla} \cdot \vec{v}_3 + Q_{3V} - Q_{13} + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_3 \vec{\nabla} T_3). \quad (2.52)$$

Рівняння збереження енергії для об'єму V суміші можна отримати як суму відповідних рівнянь для всіх компонентів суміші (2.36), (2.47) і (2.49)

$$\begin{aligned}
& \int_V \left(\rho_1^* \frac{d}{dt} U_1 + \rho_2^* \frac{d}{dt} U_2 + \rho_3^* \frac{d}{dt} U_3 \right) dV + \int_V \kappa_{12} (U_2 - U_1) dV = \\
& = \frac{1}{2} \int_V \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2)^2 dV - \frac{1}{2} \int_V (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12})^2 dV + \\
& + \int_V (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_3 p_3 \hat{g}) \cdot \vec{\nabla} \vec{v}_1 dV + \int_V (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \hat{\varepsilon}_2 dV + \\
& + \int_V (\alpha_3 p_3 - n_3 p_3) \vec{\nabla} \cdot \vec{v}_3 dV + \int_V Q_{1V} dV + \int_V Q_{2V} dV + \\
& + \int_V Q_{3V} dV + \int_F Q_{1F} dF + \int_F Q_{2F} dF + \int_F Q_{3F} dF. \tag{2.53}
\end{aligned}$$

Диференціальне рівняння для суміші маємо як суму рівнянь (2.37), (2.48) і (2.52)

$$\begin{aligned}
\rho_1^* \frac{dU_1}{dt} + \rho_2^* \frac{dU_2}{dt} + \rho_3^* \frac{dU_3}{dt} + \kappa_{12} (U_2 - U_1) = & \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2)^2 - \\
& - \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12})^2 + (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_3 p_3 \hat{g}) \cdot \hat{\varepsilon}_1 + \\
& + (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \vec{\nabla} \vec{v}_2 + (\alpha_3 p_3 - n_3 p_3) \vec{\nabla} \cdot \vec{v}_3 + \\
& + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_1 \vec{\nabla} T_1) + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_2 \vec{\nabla} T_2) + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_3 \vec{\nabla} T_3) + Q_{1V} + Q_{2V} + Q_{3V}. \tag{2.54}
\end{aligned}$$

Вважатимемо, що для досліджуваних процесів внутрішня енергія фаз відповідає співвідношенню

$$U_\alpha = c_\alpha T + \text{const}, \quad (\alpha=1,2,3,\dots) \tag{2.55}$$

де c_α – коефіцієнт теплоємності матеріалу; T – температура.

Це дає змогу подати диференціальні рівняння у вигляді:

$$\begin{aligned}
c_1 \rho_1^* \frac{dT_1}{dt} = & - \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12})^2 + (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_3 p_3 \hat{g}) \cdot \hat{\varepsilon}_1 + \\
& - \kappa_{12} (c_{12} T_{12} - c_1 T_1) + Q_{1V} + Q_{12} + Q_{13} - Q_{1E} + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_1 \vec{\nabla} T_1); \tag{2.56}
\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
c_2 \rho_2^* \frac{dT_2}{dt} = & \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2)^2 + \kappa_{12} (c_2 T_2 - c_{12} T_{12}) + \\
& + (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \hat{\varepsilon}_2 + Q_{2V} - Q_{12} + Q_{1E} + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_2 \vec{\nabla} T_2); \tag{2.57}
\end{aligned}$$

$$c_3 \rho_3^* \frac{dT_3}{dt} = (\alpha_3 p_3 - n_3 p_3) \vec{\nabla} \cdot \vec{v}_3 + Q_{3V} - Q_{13} + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_3 \vec{\nabla} T_3); \tag{2.58}$$

$$\begin{aligned}
c_1 \rho_1^* \frac{dT_1}{dt} + c_2 \rho_2^* \frac{dT_2}{dt} + c_3 \rho_3^* \frac{dT_3}{dt} = & \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2)^2 - \kappa_{12} (c_2 T_2 - c_1 T_1) - \\
& - \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12})^2 + (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_3 p_3 \hat{g}) \cdot \hat{\varepsilon}_1 + \\
& + (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \vec{\nabla} \vec{v}_2 + (\alpha_3 p_3 - n_3 p_3) \vec{\nabla} \cdot \vec{v}_3 + \\
& + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_1 \vec{\nabla} T_1) + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_2 \vec{\nabla} T_2) + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_3 \vec{\nabla} T_3) + Q_{1V} + Q_{2V} + Q_{3V}.
\end{aligned} \tag{2.59}$$

В іншому варіанті рівняння збереження енергії можна отримати, представивши внутрішню енергію U_α через ентальпію i_α

$$i_\alpha = U_\alpha + \frac{p_\alpha}{\rho_\alpha}. \tag{2.60}$$

З урахуванням (2.60) рівняння (2.37), (2.48), (2.52) і (2.54) для фаз та суміші мають вигляд:

$$\begin{aligned}
\rho_1^* \frac{d}{dt} i_1 = \frac{dp_1^*}{dt} - \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12})^2 + (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_3 p_3 \hat{g}) \cdot \hat{\varepsilon}_1 + \\
- \kappa_{12} (U_{12} - i_1) + Q_{1V} + Q_{12} + Q_{13} - Q_{1E} + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_1 \vec{\nabla} T_1);
\end{aligned} \tag{2.61}$$

$$\begin{aligned}
\rho_2^* \frac{d}{dt} i_2 = \frac{dp_2^*}{dt} + \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2)^2 + \kappa_{12} (i_2 - U_{12}) + \\
+ (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \hat{\varepsilon}_2 + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_2 \vec{\nabla} T_2) + Q_{2V} - Q_{12} + Q_{1E};
\end{aligned} \tag{2.62}$$

$$\rho_3^* \frac{d}{dt} i_3 = \frac{dp_3^*}{dt} + (\alpha_3 p_3 - n_3 p_3) \vec{\nabla} \cdot \vec{v}_3 + Q_{3V} - Q_{13} + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_3 \vec{\nabla} T_3); \tag{2.63}$$

$$\begin{aligned}
\rho_1^* \frac{d}{dt} i_1 + \rho_2^* \frac{d}{dt} i_2 + \rho_3^* \frac{d}{dt} i_3 = \frac{d}{dt} p^* + \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2)^2 - \\
- \kappa_{12} (i_2 - i_1) - \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12})^2 + (n_1 \hat{\sigma}_1 + \alpha_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_3 p_3 \hat{g}) \cdot \hat{\varepsilon}_1 + \\
+ (n_2 \hat{\sigma}_2 - \alpha_2 \hat{\sigma}_2) \cdot \hat{\varepsilon}_2 + (\alpha_3 p_3 - n_3 p_3) \vec{\nabla} \cdot \vec{v}_3 + \\
+ \vec{\nabla} \cdot (\lambda_1 \vec{\nabla} T_1) + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_2 \vec{\nabla} T_2) + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_3 \vec{\nabla} T_3) + Q_{1V} + Q_{2V} + Q_{3V},
\end{aligned} \tag{2.64}$$

де $p_\alpha^* = n_\alpha p_\alpha$ – приведений до об'єму суміші тиск в α -компоненті, $p^* = p_1^* + p_2^* + p_3^*$ – загальний тиск в суміші.

2.2.3. Рівняння стану

Для отримання замкненої системи рівняння нерозривності (2.7)–(2.11), руху (2.20)–(2.24) і збереження енергії (2.56)–(2.59) мають бути доповнені геометричними рівняннями, що описують залежність деформацій (швидкостей деформацій) від переміщень (швидкостей переміщення) середовища та рівняння-

ми стану, які встановлюють зв'язок між напруженнями й деформаціями. Будь які деформації середовища можуть бути представлені тензором деформацій Коші $\hat{\varepsilon}$, який залежить від вектора переміщень \vec{u}

$$\hat{\varepsilon} = \frac{1}{2} \left(\vec{\nabla} \vec{u} + \vec{\nabla} \vec{u}^T + \vec{\nabla} \vec{u}^T \cdot \vec{\nabla} \vec{u} \right),$$

де $\vec{\nabla} \vec{u}^T$ – транспонований градієнт вектора переміщень.

За нескінченно малий проміжок часу dt вектор переміщень отримує приріст $d\vec{u} = \frac{\partial \vec{u}}{\partial t} dt = \vec{v} dt$, що відповідає значенню тензора деформацій

$$d\hat{\varepsilon} = \frac{\partial \hat{\varepsilon}}{\partial t} dt = \hat{\varepsilon} dt$$

$$d\hat{\varepsilon} = \hat{\varepsilon} dt = \frac{1}{2} \left(\vec{\nabla} \vec{v} + \vec{\nabla} \vec{v}^T + \vec{\nabla} \vec{v}^T \cdot \vec{\nabla} \vec{v} dt \right) dt,$$

де \vec{v} , $\hat{\varepsilon}$ – швидкість вектора переміщень і тензора деформацій.

Третій член у дужках по відношенню до інших є нескінченно малим і його можна відкинути. Тоді для швидкості деформацій маємо співвідношення

$$\hat{\varepsilon} = \frac{1}{2} \left(\vec{\nabla} \vec{v} + \vec{\nabla} \vec{v}^T \right).$$

У багатьох випадках тензор деформацій доцільно записати у вигляді суми

$$\hat{\varepsilon} = \hat{\varepsilon}_s + \hat{D},$$

де $\hat{\varepsilon}_s = \varepsilon_s \hat{g}$ – сферичний тензор деформацій, який характеризує об'ємну деформацію; $\varepsilon_s = \frac{1}{3} \hat{\varepsilon} \cdot \hat{g}$ – значення середньої деформації; \hat{D} – девіатор тензора деформацій, який визначає зміну форми без зміни об'єму

$$\hat{D} = \hat{\varepsilon} - \varepsilon_s \hat{g}.$$

Таким же співвідношенням задовольняє тензор швидкості деформацій:

$$\hat{\varepsilon} = \hat{\varepsilon}_s + \hat{D},$$

$$\hat{\varepsilon}_s = \dot{\varepsilon}_s \hat{g},$$

$$\dot{\varepsilon}_s = \frac{1}{3} \hat{\varepsilon} \cdot \hat{g},$$

$$\hat{D} = \hat{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_s \hat{g}.$$

Важливу роль при побудові фізичних залежностей відіграють головні лінійні деформації $\lambda_1 > \lambda_2 > \lambda_3$ та інваріанти тензора деформацій:

$$\theta = 3\varepsilon_s = \hat{\varepsilon} \cdot \hat{g} = \varepsilon_i^i,$$

$$\dot{\theta} = 3\dot{\varepsilon}_s = \hat{\varepsilon} \cdot \hat{g} = \dot{\varepsilon}_i^i$$

$$\Gamma = \sqrt{2\hat{D} \cdot \hat{D}},$$

$$\dot{\Gamma} = \sqrt{2\hat{D} \cdot \dot{\hat{D}}},$$

де θ , $\dot{\theta}$ – об'ємна деформація та її швидкість, Γ , $\dot{\Gamma}$ – інтенсивність деформацій зсуву та її швидкість.

Аналогічно представляється тензор напружень $\hat{\sigma}$ у вигляді суми тензорів – сферичного $\hat{\sigma}_s$ та девіатора \hat{S} :

$$\hat{\sigma} = \hat{\sigma}_s + \hat{S},$$

$$\hat{\sigma}_s = \sigma_s \hat{g},$$

$$\sigma_s = \frac{1}{3} \hat{\sigma} \cdot \hat{g},$$

$$\hat{S} = \hat{\sigma} - \hat{\sigma}_s.$$

Позначимо головні напруження як $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$ та інваріанти тензора напружень: σ_s – середнє (гідростатичне) напруження та T_σ – інтенсивність дотичних напружень

$$T_\sigma = \sqrt{\frac{1}{2} \hat{S} \cdot \hat{S}}.$$

Рідинну фазу розглядатимемо як неньютонівську рідину, для якої справедливі співвідношення Нав'є–Стокса і в'язкість якої визначається на основі відомої для матеріалу термомеханічної поверхні:

$$\hat{S} = \eta_d \hat{D},$$

$$\hat{\sigma}_s = \chi \hat{\varepsilon}_s,$$

$\eta_d(\dot{\Gamma}, T)$ – коефіцієнт динамічної в'язкості; χ – коефіцієнт в'язкості об'ємної деформації.

У газовій компоненті суміші тиск p визначатимемо відповідно до співвідношень ідеального газу

$$p = \rho RT,$$

ρ , T – густина та температура газу, R – газова стала.

Здебільшого отримана система рівнянь є зв'язаною, тобто потребує спільного розв'язання. Але для багатьох технологічних процесів можливе введення додаткових припущень, які дають змогу або звести загальну математичну модель до послідовності взаємно не зв'язаних моделей, або суттєво спростити математичну модель у цілому.

Рівняння МСЕ для масопередачі будуються на основі матриць скінченних елементів (СЕ), що характеризують перенесення речовини за рахунок дифузії й руху середовища. Зупинимось на виводі матриці масопередачі для шестигранного криволінійного елемента. Розподіл концентрацій обраного компонента C в межах СЕ приймаємо на базі полілінійних функцій форми $N_{(i)}$

$$C = C^{(1)}N_{(1)} + C^{(2)}N_{(2)} + C^{(3)}N_{(3)} + C^{(4)}N_{(4)} + C^{(5)}N_{(5)} + C^{(6)}N_{(6)} + C^{(7)}N_{(7)} + T^{(8)}N_{(8)}$$

або в матричному вигляді:

$$\{C\} = [L] \{C^{(i)}\},$$

$$[L] = [N_{(1)} \quad N_{(2)} \quad N_{(3)} \quad N_{(4)} \quad N_{(5)} \quad N_{(6)} \quad N_{(7)} \quad N_{(8)}].$$

Вектор-градієнт концентрацій визначається формулами:

$$\{\nabla C\} = [\nabla] [L] \{C^{(i)}\} = [G] \{C^{(i)}\},$$

$$[\nabla] = \left[\frac{\partial}{\partial \xi^{1'}} \quad \frac{\partial}{\partial \xi^{2'}} \quad \frac{\partial}{\partial \xi^{3'}} \right]^T,$$

$$[G] = [\nabla] [L].$$

Матриця масопередачі СЕ $[K_C]$ дорівнює сумі двох матриць $[K_C] = [П_C] + [Ξ_C]$: матриці дифузії $[П_C]$ та конвекції $[Ξ_C]$, які представляються матричними виразами:

$$[П_C] = \int_{V_{CE}} [G]^T [g^*] [G] \phi dV = \int_{-0.5}^{0.5} [G]^T [g^*] [G] \phi \sqrt{g} d\xi^1 d\xi^2 d\xi^3;$$

$$[Ξ_C] = \int_{V_{CE}} [L]^T [J^*]^T \{v\}^T [G] c dV = \int_{-0.5}^{0.5} [L]^T [J^*]^T \{V\}^T [N]^T [G] c \sqrt{g} d\xi^1 d\xi^2 d\xi^3.$$

У разі моделювання процесів змішування розплавів одних полімерів з іншими, з дисперсними компонентами, або дисперсних матеріалів між собою дифузія відіграє незначну роль і їй можна знехтувати, тобто $[П_C] \rightarrow 0$.

2.3. Математична модель процесу живлення термопластичних матеріалів

До полімеру в зоні живлення можна віднести підхід, що базується на припущенні про домінуючий вплив однієї (основної) компоненти на поведінку суміші за відсутності фазових перетворень, коли залежністю цієї компоненти від інших компонент, а також взаємним впливом між іншими компонентами можна знехтувати. Це дає змогу на першому етапі розглядати суміш як єдине середовище, для якого формулюються і розв'язуються рівняння нерозривності, руху та теплообміну:

$$\begin{aligned}\frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v}) &= 0; \\ \rho \frac{d\vec{v}}{dt} &= \vec{\nabla} \cdot \hat{\sigma} + \vec{P}; \\ c\rho \frac{dT}{dt} &= \hat{\sigma} \cdot \hat{\varepsilon} + Q_V + \vec{\nabla} \cdot (\lambda \vec{\nabla} T)\end{aligned}$$

Далі розв'язуються рівняння для кожної компоненти суміші окремо, використовуючи як вихідні дані значення термомеханічних параметрів (швидкостей, температур та ін.), отриманих для основної компоненти:

$$\begin{aligned}\frac{\partial \rho_\alpha^*}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \rho_\alpha^* \vec{v} &= -\vec{\nabla} \cdot \vec{J}_\alpha; \\ \rho_\alpha^* \frac{d\vec{v}_\alpha}{dt} &= -\vec{\nabla} n_2 p - n_\alpha K_\alpha (\vec{v}_\alpha - \vec{v}) + \vec{P}_\alpha^*,\end{aligned}$$

де $\vec{J}_\alpha = \rho_\alpha^* (\vec{v}_\alpha - \vec{v})$ – вектор потоку дифузії α -компоненти, який зазвичай характеризує перенос маси за рахунок концентраційної (молекулярної) дифузії, бародифузії (фільтраційної) та термодифузії:

$$\vec{J}_\alpha = -k_C \vec{\nabla} \rho_\alpha^* - k_f \vec{\nabla} p - k_T \vec{\nabla} T,$$

де $p = -\frac{1}{3} \hat{\sigma} \cdot \hat{\varepsilon}$ – гідростатичний тиск в основній компоненті; K_α – коефіцієнт опору відносному руху згідно закону Стокса.

При цьому вважається, що температура неосновної компоненти є рівною температурі основної й рівняння теплообміну не складається.

На початковому етапі ущільнення твердої фази з достатньою точністю процес описується рівняннями стану для ізотропного пружного тіла

$$\hat{\sigma} = 2\mu \hat{\varepsilon} + \lambda \hat{\varepsilon} \cdot \hat{\varepsilon},$$

де μ , λ – модулі пружності Ляме, які залежать від пористості й температури.

При підігріві відбувається перехід полімеру до пружно-пластичного стану, який можна представити співвідношеннями деформаційної теорії пластичності за відомої для матеріалу залежності між інтенсивністю дотичних напружень T_σ , інтенсивністю деформацій зсуву Γ та температурою T :

$$\begin{aligned}\hat{S} &= \mu_\Gamma \hat{D}; \\ \hat{\sigma}_s &= k \hat{\varepsilon}_s; \\ \mu_\Gamma &= \frac{T_\sigma(\Gamma, T)}{\Gamma},\end{aligned}$$

де k – модуль об'ємного стиснення, який залежить тільки від температури.

За подальшого нагрівання та ущільнення полімеру за високої в'язкості, коли стан середовища ще близький до твердого, фізичні рівняння доцільно записати через деформації у вигляді:

$$\hat{\sigma} = \hat{E} \cdot (\hat{\varepsilon} - \hat{\varepsilon}^P) - \sigma^T;$$

$$\hat{\varepsilon}^P = \int_t \hat{\zeta}^P dt = \int_t \hat{H} \cdot \hat{\sigma} dt.$$

Граничною умовою в цій зоні є функціональна залежність коефіцієнта тертя матеріалу по стінках обладнання від температури, тиску та швидкості:

$$F = f(T, P, v).$$

2.4. Фізична та математична моделі процесу плавлення термопластичних матеріалів

2.4.1. Фізична модель плавлення

До основних завдань, які пов'язані з процесами в зоні плавлення, потрібно віднести:

- визначення розподілу швидкостей і температури матеріалу в каналі черв'яка з врахуванням впливу бародифузії, конвекції та руйнування пробки;
- поведінку суміші розплаву з твердими залишками гранул із врахуванням фазових перетворень;
- встановлення умов взаємодії розплаву полімеру з металевими поверхнями обладнання – приграничні ефекти, які впливають на рух розплаву та його деформації;
- визначення впливу теплоємності полімерів і багатофазних сумішей, інтенсивності дисипативного теплоутворення, а також теплообміну між матеріалом і стінками обладнання, які обмежують канал і примусово охолоджуються або нагріваються.

Для розв'язання цих задач авторами роботи запропоновано фізичну модель зони плавлення черв'ячної машини для переробки термопластів, яка базується на таких припущеннях:

- термопласт є матеріалом аморфним, і перехід від твердого стану до розплаву відбувається поступово (хоч і суттєво нерівномірно по температурі) з неперервною зміною фізико-механічних і теплофізичних властивостей;
- існує поверхня розділу між твердою пористою пробкою і розплавом у вигляді плівки, яка перешкоджає руху розплаву до пор;
- у зоні плавлення взаємодіють три фази – тверде пористе тіло (пробка); суміш розплаву, твердих залишків гранул та газу; повністю розплавлений матеріал.

У цій роботі запропоновано інший (порівняно з загальноприйнятим) механізм процесів, що відбуваються в зоні плавлення каналу екструдера, який є фізичною моделлю процесу і який зводиться до таких положень.

При проходженні зони живлення з гранул формується тверда пориста пробка, яка в подальшому в процесі стиснення й розігріву внаслідок тертя по поверхні розігрітого корпусу покривається плівкою розплаву, що герметизує масив пробки по її зовнішньому шару. При потрапленні пробки в область великого тиску (на початку зони плавлення) все навантаження практично сприйма-

ється гранулами, тому що повітря (або газ) у порах має малий модуль об'ємної деформації, легко стискується й тому може сприймати набагато менший тиск порівняно з тиском на поверхні пробки.

При просуванні пробки вздовж каналу температура плівки та приграничного з нею шару гранул пробки зростає завдяки дисипації й теплопровідності. Гранули в цьому шарі розм'якшуються, через що поверхневий шар гранул та плівка втрачають міцність. Внаслідок великого перепаду тиску в розплаві й порах розплав прориває плівку шару, пограничного з плівкою розплавом, і заповнює пори між гранулами, змішуючись з поровим газом, тобто відбувається фільтрація розплавом в пористий масив гранул (явище бародифузії). Для гранул, які опинились в оточенні розплавом, зникають сили, які притискали їх до масиву пробки, і під дією дотичних напружень розплавом вони відокремлюються від пробки і потрапляють у рідкий шар суміші розплавом з твердими частинками полімеру та газу. Та частина розплавом, що потрапила в пори, передає свою теплоту оточуючим гранулам пробки, частково твердне (тобто відбувається зворотне фазове перетворення) та утворює плівку розплавом, яка перешкоджає подальшій фільтрації розплавом вглиб пробки. Після надходження нової порції теплоти до утвореної плівки процес повторюється, пробка поступово зменшується й руйнується на окремі включення, оточені розплавом.

Таким чином, принциповою відмінністю розробленої фізичної моделі є те, що майже весь процес плавлення відбувається в межах суміші твердої й рідкої фаз, де розплав є диспергувальним, а тверді залишки гранул і газ – диспергованими середовищами. Теплова ж енергія, що підводиться до поверхні розділу суміші та пробки, по суті витрачається на руйнування пробки через механізм бародифузії.

Запропонована фізична модель є більш адекватною реальним процесам зони плавлення черв'ячних машин. Вона дає змогу пояснити підвищену швидкість процесу плавлення в реальних умовах порівняно з розрахунками на класичних моделях, таких як [18, 35, 40]. Дійсно, інтенсивне теплоутворення за рахунок дисипації й передача теплоти твердій фазі відповідно до запропонованої моделі відбувається в одному і тому самому об'ємі шару суміші (тобто шлях теплових потоків від розплавленої фази до твердої є найкоротшим), причому загальна поверхня теплообміну частинок твердої фракції в суміші з проходженням розплавом в поровий простір (запропонована модель) набагато більша за плоску поверхню теплообміну крізь полімерну плівку між твердою пробкою й розплавом, відповідно до традиційних моделей [18, 35, 40].

Крім того відомо, що під час перероблення термопластів у черв'ячних машинах, передусім великого типорозміру, за певних умов суміш розплавом, газу і твердого полімеру як рідка фаза може рухатись аж до виходу з машини.

Пояснення цього ефекту за рахунок руйнування залишків пробки тільки в кінці зони плавлення (згідно традиційної моделі) викликає сумніви. Об'єм цих залишків пробки порівняно з об'ємом чистого розплавом є незначним і тому частинки твердої фази мають досить швидко розплавитись на початку зони гомогенізації. Якщо ж процес плавлення відбувається за запропонованою схемою, то за недостатнього надходження теплоти дисипації концентрація

твердої фази в розплаві може бути настільки великою, що процес плавлення буде досить повільним і може розповсюджуватися далеко за межі зони плавлення.

Запропонована й наведена вище трифазна фізична модель процесу плавлення термопластів у відповідній зоні екструдера передбачає, що основний процес плавлення проходить у трифазній суміші, де в загальному випадку швидкості руху твердої й газової фаз можуть відрізнятися від швидкості несучого середовища – розплаву і треба спостерігати за кожною фазою окремо, враховуючи їх взаємодію. Але в ряді випадків запропоновану модель процесу може бути спрощено.

У разі, коли газова компонента суміші може розчинятись у розплаві або виводитись назовні, її впливом можна знехтувати й представляти фізичну моделі суміш у вигляді двофазного середовища. Ця фізична модель дає змогу істотно скоротити в математичній моделі кількість невідомих величин і спростити розв'язання задач без втрати точності результатів.

Найбільш простою фізична модель стає, якщо вважати розплав високов'язкою рідиною, а розміри вкраплень твердої (і газоподібної, якщо вона враховується) фази є достатньо малими, тобто такими, що вони рухаються разом з розплавом з однаковою швидкістю (тобто їх відносною швидкістю руху можна знехтувати). Тоді можна представити фізичну модель суміші як однофазного середовища з приведеними теплофізичними й фізико-механічними характеристиками, які залежать від концентрації твердої (і газоподібної) фаз, температури, швидкостей деформацій тощо.

Найбільші спрощення в рамках запропонованого механізму плавлення можна здійснити, якщо взяти за основу вище описану однофазну фізичну модель суміші та взяти до уваги, що завдяки аморфності полімерів не існує чітко вираженої температури плавлення $T_{пл}$, а є діапазон температур від $T_{тв}$ до $T_{рід}$, у межах якого полімери інтенсивно розм'якшуються й переходять у текучий стан із швидкою зміною теплоємності та в'язкості. Граничне значення температури $T_{тв}$ відповідає температурі, за якої руйнується граничний шар пробки, а гранули перебувають у твердому стані, $T_{рід}$ – повністю розплавленому полімеру. У цьому разі можна прийняти, що в суміші тверда фаза має температуру $T_{тв}$, а розплав – $T_{рід}$. Середня ж температура T_c суміші розплаву й нерозплавлених частинок гранул буде задовольняти нерівності $T_{тв} < T_c \leq T_{рід}$. Проміжні значення T_c тоді відображають співвідношення між твердою й рідкою фазами полімеру в суміші.

2.4.2. Математична модель стаціонарних процесів плавлення

У разі стаціонарного руху розплаву, який є характерним для безперервних технологічних процесів локальні похідні по часу є нульовими й залишаються тільки конвективні частини матеріальних похідних по часу:

$$\vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v}) = 0; \quad (2.65)$$

$$\vec{\nabla} \cdot (\hat{\sigma} - \rho \vec{v} \vec{v}) + \vec{P} = 0; \quad (2.66)$$

$$c\rho\vec{v}\cdot\nabla T = \hat{\sigma}\cdot\hat{\varepsilon} + \vec{\nabla}\cdot(\lambda\vec{\nabla}T) + Q_V; \quad (2.67)$$

$$\vec{\nabla}\cdot\rho_\alpha^*\vec{v} = -\vec{\nabla}\cdot\vec{J}_\alpha; \quad (2.68)$$

$$\vec{\nabla}n_2p - \rho_\alpha^*\vec{v}_\alpha\cdot\nabla\vec{v}_\alpha - n_\alpha K_\alpha(\vec{v}_\alpha - \vec{v}) + \vec{P}_\alpha^* = 0. \quad (2.69)$$

Розглянемо частковий варіант руху розплаву, коли прискореннями компонент можна знехтувати. Цей варіант відповідає квазістатичному руху суміші. Рівняння (2.65)–(2.69) при цьому набувають вигляду:

$$\vec{\nabla}\cdot(\rho\vec{v}) = 0;$$

$$\vec{\nabla}\cdot\hat{\sigma} + \vec{P} = 0;$$

$$c\rho\vec{v}\cdot\nabla T = \hat{\sigma}\cdot\hat{\varepsilon} + Q_V + \vec{\nabla}\cdot(\lambda\vec{\nabla}T);$$

$$\vec{\nabla}\cdot\rho_\alpha^*\vec{v} = -\vec{\nabla}\cdot\vec{J}_\alpha;$$

$$\vec{\nabla}n_2p - n_\alpha K_\alpha(\vec{v}_\alpha - \vec{v}) + \vec{P}_\alpha^* = 0.$$

Враховуючи, що полімерні матеріали є практично нестисливими, можна записати:

$$\vec{\nabla}\cdot\vec{v} = 0;$$

$$\vec{\nabla}\cdot\hat{\sigma} + \vec{P} = 0;$$

$$c\rho\vec{v}\cdot\nabla T = \hat{\sigma}\cdot\hat{\varepsilon} + \vec{\nabla}\cdot(\lambda\vec{\nabla}T) + Q_V;$$

$$\vec{\nabla}\cdot n_\alpha\vec{v} = -\frac{1}{\rho_\alpha}\vec{\nabla}\cdot\vec{J}_\alpha;$$

$$-\vec{\nabla}n_2p - n_\alpha K_\alpha(\vec{v}_\alpha - \vec{v}) + \vec{P}_\alpha^* = 0.$$

Далі можна вважати, що процеси фільтрації, дифузії та теплопровідності відбуваються повільно й не впливають на поведінку суміші:

$$\vec{\nabla}\cdot\hat{\sigma} + \vec{P} = 0;$$

$$c\rho\vec{v}\cdot\nabla T = \hat{\sigma}\cdot\hat{\varepsilon} + Q_V;$$

$$\vec{\nabla}\cdot n_\alpha\vec{v} = 0;$$

$$-\vec{\nabla}n_2p + \vec{P}_\alpha^* = 0.$$

2.4.3. Математична модель для двофазної суміші

Інший шлях спрощення моделі суміші полягає в зменшенні кількості незалежних компонент за рахунок об'єднання декількох компонент в одну з попереднім завданням її усереднених фізико-механічних властивостей та термомеханічних параметрів, які мають визначатись при розв'язанні задач.

Переробка двофазних сумішей тісно зв'язана з виготовленням широкого класу виробів з композиційних матеріалів з твердими наповнювачами, з приготуванням різного призначення суспензій і розчинів тощо. Крім того, в процесі плавлення полімерів частина рідинної фази збільшується і коли вона стає домінуючою, то властивості суміші змінюються й наближаються до властивостей двофазних сумішей. Втрачається контакт між твердими частинками й суттєво знижується їх напружено деформований стан, що дає змогу знехтувати деформаціями твердої фази. Основна частина газової складової суміші виводиться назовні, а та, що залишилась, частково розчиняється або перебувають у вигляді дрібних пухирців у рідині. Різниця між швидкостями газової й рідинної компонент майже зникає і обидві фази можна вважати як єдину – газовану рідину, фізико-механічні властивості якої (стисливість, теплопровідність, та інше) визначаються з урахуванням концентрації газу в рідині. У цьому разі поведінка суміші, що складається з трьох фаз, визначається взаємодією тільки двох фаз, одна з яких є складною, тобто може розглядатись як квазидвофазна.

Рівняння збереження для квазидвофазної суміші отримаємо як частинний випадок відповідних рівнянь трифазної суміші при $n_3=0$, $\vec{v}_3=\vec{v}_2$. З урахуванням фазового перетворення диференціальні рівняння збереження маси для першої (твердої) і другої фаз мають вигляд:

$$\begin{aligned}\frac{\partial \rho_1^*}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \rho_1^* \vec{v}_1 + \kappa_{12} &= 0; \\ \frac{\partial \rho_2^{**}}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \rho_2^{**} \vec{v}_2 - \kappa_{21} &= 0.\end{aligned}$$

Для суміші в цілому маємо:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \rho \vec{v} = 0, \quad (2.70)$$

де $\rho = \rho_1^* + \rho_2^{**}$ – густина суміші, $\rho_2^{**} = \rho_2^* + \rho_3^*$ – густина газованої рідини, $\vec{v} = \frac{\rho_1^* \vec{v}_1 + \rho_2^{**} \vec{v}_2}{\rho}$ – приведена швидкість суміші.

При використанні рівняння (2.70) для суміші відповідні рівняння збереження маси для кожної компоненти доцільно записати у вигляді

$$\frac{\partial \rho_\alpha^*}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \rho_\alpha^* \vec{v} = \kappa_{\alpha\beta} - \vec{\nabla} \cdot \vec{J}_\alpha,$$

де \vec{J}_α – вектор потоку дифузії α -компоненти

$$\vec{J}_\alpha = \rho_\alpha^* n_\alpha (\vec{v}_\alpha - \vec{v}),$$

$\kappa_{\alpha\beta}$ – швидкість фазового переходу маси α -компоненти в масу β -компоненти суміші.

Вектори потоку дифузії та швидкості фазового переходу при цьому мають задовольняти умови

$$\sum_{\alpha} \vec{J}_{\alpha} = 0, \quad \sum_{\alpha} \kappa_{\alpha\beta} = 0.$$

При формулюванні рівнянь збереження імпульсу приймаємо, що власні напруження твердої фази дорівнюють нулю ($\hat{\sigma}_1 = 0$), а об'ємні сили, з якими частинки твердої фази діють на рідину, згідно із законом Стокса пропорційні різниці швидкостей фаз і поверхні частинок твердої фази

$$\vec{R}_{2f} = -K_v n_1 (\vec{v}_2 - \vec{v}_1).$$

Тоді рівняння руху твердої фази матиме вигляд

$$\rho_1^* \frac{d\vec{v}_1}{dt} = \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12}) + \vec{\nabla} \cdot n_1 \hat{\sigma}_2 + K_v n_1 (\vec{v}_2 - \vec{v}_1) + \vec{P}_1^*.$$

Окремо дія газової компоненти не враховується, оскільки вона входить до складу другої – газованої рідини. Для приведеної рідинної фази рівняння руху набуває вигляду

$$\rho_2^* \frac{d\vec{v}_2}{dt} = \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2) + \vec{\nabla} \cdot n_2 \hat{\sigma}_2 - K_v n_1 (\vec{v}_2 - \vec{v}_1) + \vec{P}_2^{**},$$

де $\vec{P}_2^{**} = \vec{P}_2^* + \vec{P}_3^*$ – зовнішні об'ємні сили, що діють на рідину і газ другої фази.

Тоді маємо рівняння руху для суміші

$$\rho_1^* \frac{d\vec{v}_1}{dt} + \rho_2^* \frac{d\vec{v}_2}{dt} = \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_2) + \vec{\nabla} \cdot \hat{\sigma}_2 + \vec{P}_1^* + \vec{P}_2^{**}.$$

Рівняння збереження енергії першої – твердої фази виводимо за умови, що теплообмін відбувається тільки з рідинною фазою

$$\rho_1^* \frac{dU_1}{dt} + \kappa_{12} (U_{12} - U_1) = -\frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12})^2 + n_1 \hat{\sigma}_2 \cdot \hat{\epsilon}_1 + Q_{1V} + Q_{12} - Q_{1E}.$$

Для другої фази (рідини)

$$\begin{aligned} \rho_2^{**} \frac{dU_2}{dt} + \kappa_{12} (U_2 - U_{12}) &= \frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_{12} - \vec{v}_2)^2 + \\ &+ (n_2 - n_1) \hat{\sigma}_2 \cdot \hat{\epsilon}_2 + \vec{\nabla} \cdot (\lambda_2 \vec{\nabla} T_2) + Q_{2V} - Q_{12} + Q_{1E}. \end{aligned}$$

Конкретизуючи вираз для внутрішньої енергії згідно (2.55) маємо рівняння теплообміну елементів суміші

$$\begin{aligned} c_1 \rho_1^* \frac{dT_1}{dt} &= -\frac{1}{2} \kappa_{12} (\vec{v}_1 - \vec{v}_{12})^2 - \kappa_{12} (c_1 T_{12} - c_1 T_1) + \\ &+ n_1 \hat{\sigma}_2 \cdot \hat{\epsilon}_1 + Q_{1V} + Q_{12} - Q_{1E}; \end{aligned} \quad (2.71)$$

$$c_2 \rho_2^{**} \frac{dT_2}{dt} = \frac{1}{2} \kappa_{12} (\bar{v}_{12} - \bar{v}_2)^2 - \kappa_{12} (c_2 T_2 - c_{12} T_{12}) +$$

$$+ (n_2 - n_1) \hat{\sigma}_2 \cdot \hat{\varepsilon}_2 + \bar{\nabla} \cdot (\lambda_2 \bar{\nabla} T_2) + Q_{2V} - Q_{12} + Q_{1E} \quad (2.72)$$

та суміші в цілому:

$$c_1 \rho_1^* \frac{dT_1}{dt} + c_2 \rho_2^{**} \frac{dT_2}{dt} = -\frac{1}{2} \kappa_{12} (\bar{v}_1 - \bar{v}_{12})^2 +$$

$$+ \frac{1}{2} \kappa_{12} (\bar{v}_{12} - \bar{v}_2)^2 + \kappa_{12} (c_1 T_1 - c_2 T_2) +$$

$$+ n_1 \hat{\sigma}_2 \cdot \bar{\nabla} \bar{v}_1 + (n_2 - n_1) \hat{\sigma}_2 \cdot \bar{\nabla} \bar{v}_2 + \bar{\nabla} \cdot (\lambda_2 \bar{\nabla} T_2) + Q_{1V} + Q_{2V}. \quad (2.73)$$

Або через ентальпію рівняння (2.71)–(2.73) представляються у вигляді:

$$\rho_1^* \frac{d}{dt} i_1 = \frac{dp_1^*}{dt} - \frac{1}{2} \kappa_{12} (\bar{v}_1 - \bar{v}_{12})^2 - \kappa_{12} (U_{12} - i_1) +$$

$$+ n_1 \hat{\sigma}_2 \cdot \hat{\varepsilon}_1 + Q_{1V} + Q_{12} - Q_{1E};$$

$$\rho_2^{**} \frac{d}{dt} i_2 = \frac{dp_2^*}{dt} + \frac{1}{2} \kappa_{12} (\bar{v}_{12} - \bar{v}_2)^2 - \kappa_{12} (i_2 - U_{12}) +$$

$$+ (n_2 - n_1) \hat{\sigma}_2 \cdot \hat{\varepsilon}_2 + Q_{2V} - Q_{12} + Q_{1E} + \bar{\nabla} \cdot (\lambda_2 \bar{\nabla} T_2);$$

$$\rho_1^* \frac{d}{dt} i_1 + \rho_2^{**} \frac{d}{dt} i_2 = \frac{dp^*}{dt} - \frac{1}{2} \kappa_{12} (\bar{v}_1 - \bar{v}_{12})^2 +$$

$$+ \frac{1}{2} \kappa_{12} (\bar{v}_{12} - \bar{v}_2)^2 + \kappa_{12} (c_1 T_1 - c_2 T_2) +$$

$$+ n_1 \hat{\sigma}_2 \cdot \bar{\nabla} \bar{v}_1 + (n_2 - n_1) \hat{\sigma}_2 \cdot \hat{\varepsilon}_2 + Q_{1V} + Q_{2V} + \bar{\nabla} \cdot (\lambda_2 \bar{\nabla} T_2).$$

На другому етапі пластикації тверді частинки втрачають контакт між собою, і власні напруження твердої фази вважаються відсутніми. Основною є рідинна фаза – розплав з розчиненим газом, яка перебуває у в'язковисокоеластичному стані і визначає поведінку суміші. Об'ємні деформації відбуваються за рахунок стисливості газу й температурного розширення. Тому за незначної концентрації газу в розплаві й невеликих перепадах температури об'ємними деформаціями можна знехтувати. Деформації зсуву складаються із зворотних високоеластичних (пружних) деформацій і залишкових в'язких. Якщо розглянути течію полімеру за сталого напруження, то на початку перебування розплаву у високоеластичному стані найбільш швидко розвиваються пружні деформації. Потім швидкість високоеластичної складової знижується до нуля (внутрішні високоеластичні сили врівноважують зовнішні). Далі спостерігається лише незворотна течія, швидкість якої може зростати при руйнуванні надмолекулярних структур (точніше, коли швидкість руйнування перевищує швидкість відновлення) і досягає за рахунок в'язкості сталої величини.

При відносно невеликих швидкостях деформування, характерних для етапу пластикації полімерів, розглянуті особливості деформування можна

описати за допомогою реологічної моделі Максвелла, доповненої умовою, що модулі пружності та в'язкості є функціями інтенсивності дотичних напружень деформацій зсуву та температури. Швидкість деформацій визначається формулою

$$\hat{D} = \frac{1}{\eta} \hat{S} + \frac{1}{\mu} \hat{S}', \quad (2.74)$$

де $\mu(T_\sigma, \Gamma, T)$ – модуль Ляме високоеластичної складової, $\eta(T_\sigma, \Gamma, T)$ – динамічна в'язкість. Або відносно напружень:

$$\hat{S} = \eta \hat{D} - \frac{\eta}{\mu} \hat{S}'. \quad (2.75)$$

Другий доданок у правих частинах цих формул визначає ефект післядії, коли середовище після зняття навантаження продовжує необоротно деформуватись за рахунок нагромадженої пружної деформації. Також ці члени призводять до стабілізації напружень при коливальних змінах швидкості деформацій, тобто виконують роль демпфера.

2.5. Математична модель процесу змішування термопластичних матеріалів

У багатьох випадках під час перероблення матеріалів у вигляді сумішей, які за фізико-механічними властивостями є рідинами, або близькими до них: розплави з дрібними залишками нерозплавленого матеріалу, композитні суміші з тонко дисперсними наповнювачами, суміші із споріднених рідинних компонент тощо дифузійні процеси тепломасопереносу відбуваються досить повільно і майже не впливають на поведінку сумішей за час проходження технологічного процесу. Це дає підставу вважати швидкості й температуру компонент рівними відповідно швидкості й температурі суміші. Процес перемішування (зміна концентрації компонент в об'ємі суміші) і теплота переносу тоді відбуваються тільки завдяки конвективним складовим руху компонент суміші. Для двофазної суміші доцільно користуватись рівняннями для суміші в цілому та рівняннями для компоненти, яка є домінуючою:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \rho \vec{v} = 0; \quad (2.76)$$

$$\frac{\partial \rho_2^{**}}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \rho_2^{**} \vec{v} - \kappa_{21} = 0,; \quad (2.77)$$

$$\rho \frac{d\vec{v}}{dt} = \vec{\nabla} \cdot \hat{\sigma}_2 + \vec{P}; \quad (2.78)$$

$$\rho_2^* \frac{d\vec{v}}{dt} = \vec{\nabla} \cdot n_2 \hat{\sigma}_2 + \vec{P}_2^{**}; \quad (2.79)$$

$$c \frac{dT}{dt} = \kappa_{12} (c_1 - c_2) T + n_2 \hat{\sigma}_2 \cdot \hat{\epsilon} + Q_{1V} + Q_{2V}, \quad (2.80)$$

де $c = c_1 \rho_1^* + c_2 \rho_2^{**}$, причому при досягненні температури плавлення T_{nl} на основі рівняння (2.80) визначається швидкість фазового переходу

$$\kappa_{12} = \frac{n_2 \hat{\sigma}_2 \cdot \hat{\epsilon} + Q_{1V} + Q_{2V}}{(c_2 - c_1) T_{пл}}$$

Все це дає змогу суттєво спростити як основні рівняння, так і процес їх дослідження. Особливо, при дослідженні стаціонарних процесів, які відбуваються з невеликими швидкостями і можна не враховувати інерційні члени:

$$\vec{\nabla} \cdot \rho \vec{v} = 0;$$

$$\frac{\partial \rho_2^{**}}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \rho_2^{**} \vec{v} - \kappa_{21} = 0;$$

$$\vec{\nabla} \cdot \hat{\sigma}_2 + \vec{P} = 0;$$

$$\vec{\nabla} \cdot n_2 \hat{\sigma}_2 + \vec{P}_2^{**} = 0;$$

$$c \vec{v} \cdot \nabla T = \kappa_{12} (c_1 - c_2) T + n_2 \hat{\sigma}_2 \cdot \hat{\epsilon} + Q_{1V} + Q_{2V}.$$

2.6. Математична модель гомогенізації розплавів полімерів

Наприкінці етапу пластикації матеріал перебуває в рідкому стані з невеликою кількістю нерозплавлених частинок, які вже не впливають на поведінку суміші. Процес переробки переходить у стадію гомогенізації, яка є найбільш відповідальною за якість отриманих виробів. На цьому етапі відбувається остаточне перемішування всіх компонент суміші, а також реалізуються необхідні структурні перетворення полімерів, обумовлені переходом полімерів з неорієнтованого в орієнтований стан і навпаки, розпрямленням та руйнуванням (яке є зворотним, тиксотропним) структурних клубочкоподібних утворень у лінійних полімерах, руйнування просторової структури в сітчастих полімерах тощо. Головним призначенням етапу гомогенізації є досягнення максимальної однорідності суміші як відносно різних складових композиції, так і однорідності структури розплаву «чистого» полімеру. Це суттєво ускладнює задачу моделювання, оскільки виникає необхідність спостереження за структурними переходами та концентрацією різних структурних утворень кожного полімеру в об'ємі суміші. По суті це потребує розгляду структурних перетворень полімерів як фазових переходів з відповідним збільшенням компонент суміші, причому критерії таких фазових переходів визначаються не тільки температурою та тиском, але залежать від нагромаджених пружних деформацій, швидкості деформацій, напруженого стану та інших термодинамічних параметрів. Так, для лінійних полімерів (поліетилен, поліпропілен тощо) характерно, що після розплавлення вони перебувають у стані високої в'язкості. При зростанні напружень і швидкості деформування руйнуються маломіцні зв'язки і полімер переходить у в'язковисокоеластичний стан, що супроводжується суттєвим зменшенням в'язкості й нагромадженням пружних деформацій. Завдяки розпрямленню ланцюгів молекул структура полімеру стає орієнтованою. Цей процес є

оборотним – за умови зменшення напружень структура відновлюється, але не миттєво. Мінімальний час, потрібний для повернення до початкового стану, є часом релаксації й належить до властивостей матеріалу. Подальше підвищення напружень до певного граничного значення призводить до більш глибокого руйнування структури полімеру та значного зменшення довжини молекулярних ланцюгів, втрати орієнтаційного ефекту й переходу полімеру до нового – в'язкотекучого стану з мінімальною в'язкістю. У такому стані полімер придатний для подальшої переробки, формування та виготовлення виробів. Тому для полімерів цього виду стадія гомогенізації передбачає отримання максимальної концентрації в'язко текучої фази полімеру й рівномірного розподілу всіх компонент по об'єму суміші.

При формулюванні математичної моделі процесу гомогенізації виходитимемо з припущення, що відомими є термомеханічні властивості полімеру залежно від концентрації структурних фаз та такі ж властивості суміші залежно від концентрації компонент; дифузія відсутня і швидкості всіх компонент відносно суміші є малими й ними можна знехтувати, температура компонент дорівнює температурі суміші, суміш є нестисливою. Тоді можна скористатись рівняннями (2.1)–(2.4) при зміні умов фазових переходів полімерів. Рівняння збереження маси і руху для суміші в цілому:

$$\vec{\nabla} \cdot \vec{v} = 0; \quad (2.81)$$

$$\rho \frac{d\vec{v}}{dt} = \vec{\nabla} \cdot \hat{\sigma} + \vec{P} \quad (2.82)$$

та збереження енергії із врахуванням плавлення твердої фракції

$$c\rho \frac{dT}{dt} = \kappa_{12}(c_1 - c_2)T + \hat{\sigma} \cdot \hat{\varepsilon} + Q_V. \quad (2.83)$$

Для визначення концентрації n_α окремої α -компоненти використаємо рівняння збереження маси у вигляді

$$\frac{\partial n_\alpha}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot n_\alpha \vec{v} = \frac{\kappa_{\alpha\beta}^s}{\rho_\alpha}, \quad (2.84)$$

де $\kappa_{\alpha\beta}^s$ – швидкість структурного фазового переходу α -компоненти в β -компоненту.

Рівняння стану (2.74), (2.75) залишаються в силі. До них тільки додається критерій структурнофазового переходу. Наприклад, якщо час релаксації суттєво більший за час перебування полімеру в зоні гомогенізації, то критерієм може бути гранична величина інтенсивності дотичних напружень $\tau \geq T_\sigma$, перевищення якої призводить до незворотного руйнування структури й переходу полімеру в нову фазу – текучий стан з мінімальною в'язкістю при перетворенні енергії високо еластичної деформації в дисипативну теплову Q'_V

$$Q'_V = \frac{1}{2} \hat{S} \cdot \hat{S}.$$

У більш загальних випадках необхідно передбачати зворотний структурно-фазовий перехід, який враховує відновлення структур, або граничну величину τ розглядати як функцію температури та інтенсивності високо еластичних деформацій зсуву Γ_e . Для стаціонарних повільних процесів рівняння (2.81)–(2.84) можна записати в спрощеному вигляді:

$$\begin{aligned}\bar{\nabla} \cdot \bar{v} &= 0; \\ \bar{\nabla} \cdot \hat{\sigma} + \bar{P} &= 0; \\ c\bar{v} \cdot \nabla T &= \kappa_{12}(c_1 - c_2)T + \hat{\sigma} \cdot \hat{\dot{\epsilon}} + Q_V; \\ \bar{\nabla} \cdot n_\alpha \bar{v} &= \frac{\kappa_{\alpha\beta}^s}{\rho_\alpha}.\end{aligned}$$

2.7. Основні засади моделювання процесів формування

Попередні дослідження [91, 92] показали, що при комп'ютерному моделюванні слабостисливих середовищ традиційні схеми МСЕ призводять до значних похибок, які виникають через некоректну апроксимацію об'ємних деформацій і деформацій зсуву. Цей ефект спостерігається, наприклад, у моделюванні плоскошлітинних головок, де діють високі перепади тиску й розрахунок показує неадекватне стиснення розплаву, або при розрахунках згину тонкостінних виробів під дією термосилових навантажень. Тому для дискретизації вище наведених рівнянь використано моментну схему МСЕ, яка дає змогу звільнитись від негативних властивостей традиційних схем шляхом поєднання варіаційного методу з методом моментів [86]. У праці [98] це виконано для в'язкої неньютонівської рідини, де отримані співвідношення для матриць в'язкості методом переміщень з врахуванням стисливості, а також співвідношення МСЕ змішаним методом для нестисливої рідини. На численних прикладах авторами [98] встановлено, що за послідовного зменшення стисливості результати розрахунків прямують до розв'язків, які відповідають нестисливим матеріалам. Така методика виправдала себе за незмінних властивостей об'ємного деформування тіл. Але у випадках, коли параметри стисливості матеріалу є змінними величинами й наближені до умов нестисливості, виникає нестабільність обчислень ($\mu/\lambda < 10^{-6}$), яка може викривити результати й потребує здійснення контролю за процесами розв'язку систем рівнянь, що суттєво ускладнює автоматизацію числових розрахунків.

У даній роботі пропонується узагальнення підходу, описаного в праці [98], для побудови єдиних співвідношень МСЕ в змішаному варіанті незалежно від стисливості матеріалів зі збереженням переваг моментної схеми МСЕ.

Згідно з [98] розглянемо шестигранний криволінійний скінченний елемент (СЕ), який віднесено до локальних криволінійних координат (рис. 2.1,а) ξ^1, ξ^2, ξ^3 ($-1/2 \leq \xi^i \leq 1/2$). У відповідність криволінійним координатам ξ^i ставляться прямолінійні x^1, x^2, x^3 (рис. 2.1,б) з базисними векторами r_1, r_2, r_3 , які визначаються за допомогою радіус-вектора r :

$$r_1 = \partial r / \partial \xi^{1'}; r_2 = \partial r / \partial \xi^{2'}; r_3 = \partial r / \partial \xi^{3'}$$

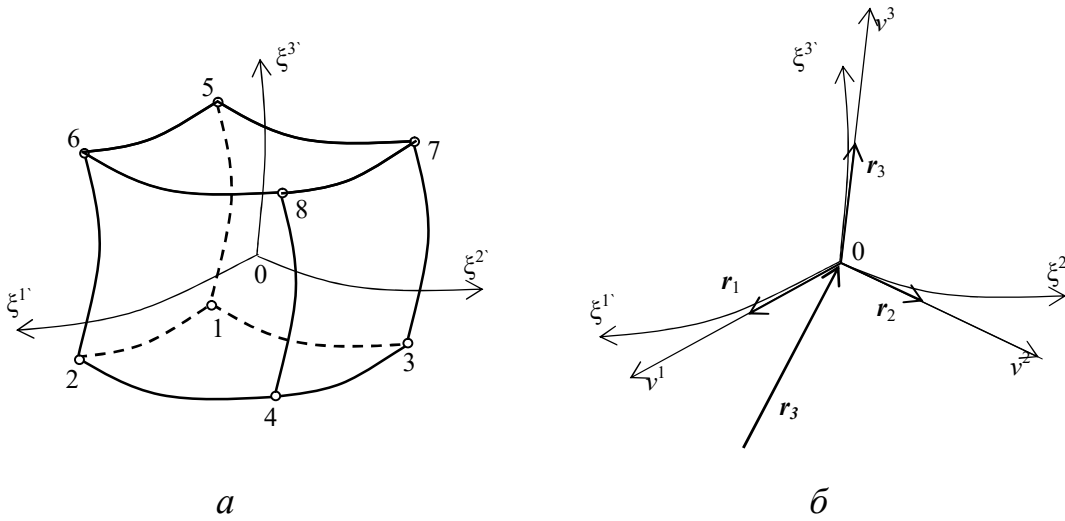


Рис. 2.1. Криволінійний полілінійний шестигранний скінченний елемент (СЕ), віднесений до локальної криволінійної системи координат $\xi^{1'}, \xi^{2'}, \xi^{3'}$ ($-1/2 \leq \xi^{i'} \leq 1/2$): а – локальна нумерація вузлів СЕ, б – криволінійна і центральна прямолінійна система координат СЕ

Координати $x^i = x^i(\xi^{1'}, \xi^{2'}, \xi^{3'})$ вважаються неперервними диференційованими функціями, які задовольняють умові взаємної однозначності перетворення координат

$$\det[c_{j'}^i] = \det[J] = \sqrt{g} \neq 0; \quad (2.85)$$

де $[c_{j'}^i] = [J] = \begin{bmatrix} c_{1'}^1 & c_{2'}^1 & c_{3'}^1 \\ c_{1'}^2 & c_{2'}^2 & c_{3'}^2 \\ c_{1'}^3 & c_{2'}^3 & c_{3'}^3 \end{bmatrix}$ – матриця Якобі перетворення координат; g –

детермінант матриці коваріантних компонент g_{ij} , метричного тензора криволінійної системи координат; $c_{j'}^i = \partial x^i / \partial \xi^{j'}$ – компоненти тензора перетворення координат. Причому в початку координат величини $c_{j'}^i$ у (2.85) приймають значення символів Кронекера $c_{j'}^i = \delta_{j'}^i$, а метричні тензори прямолінійних і криволінійних координат збігаються між собою $g_{ij} = g_{i'j'}$.

Вектори переміщень u_m ($m=1, 2, 3$) точок (СЕ), як і швидкості переміщень v_m представляються коваріантними компонентами в прямолінійній системі координат, але розглядаються як полілінійні функції локальних координат $\xi^{1'}, \xi^{2'}, \xi^{3'}$:

$$u_m = U_m^{(1)} N_{(1)} + U_m^{(2)} N_{(2)} + U_m^{(3)} N_{(3)} + U_m^{(4)} N_{(4)} + U_m^{(5)} N_{(5)} + U_m^{(6)} N_{(6)} + U_m^{(7)} N_{(7)} + U_m^{(8)} N_{(8)}, \quad (2.86)$$

$$v_m = V_m^{(1)} N_{(1)} + V_m^{(2)} N_{(2)} + V_m^{(3)} N_{(3)} + V_m^{(4)} N_{(4)} + V_m^{(5)} N_{(5)} + V_m^{(6)} N_{(6)} + V_m^{(7)} N_{(7)} + V_m^{(8)} N_{(8)}, \quad (2.87)$$

$u_m^{(k)}, v_m^{(k)}$ – компоненти переміщень та швидкостей k -го вузла СЕ вздовж осі x^m , де $N_{(k)}$ ($k=1,2,\dots,8$) – функція форми для k -го вузла з координатами $\xi_k^{1'}, \xi_k^{2'}, \xi_k^{3'}$

$$N_{(k)} = (1 - \xi^{1'}/\xi_k^{1'})(1 - \xi^{2'}/\xi_k^{2'})(1 - \xi^{3'}/\xi_k^{3'})/8 \quad (2.88)$$

або в матричному вигляді

$$\{u\} = [N]\{U\}, \{v\} = [N]\{V\}, \quad (2.89)$$

де $\{v\} = \{v_1 \ v_2 \ v_3\}^T$ – вектор швидкостей переміщень довільної точки СЕ; $[N]$ – матриця функцій форми

$$[N] = \begin{bmatrix} N_1 & 0 & 0 & \dots & N_8 & 0 & 0 \\ 0 & N_2 & 0 & \dots & 0 & N_8 & 0 \\ 0 & 0 & N_3 & \dots & 0 & 0 & N_8 \end{bmatrix};$$

$\{U\} = \{U_m^{(1)} \ U_m^{(2)} \ U_m^{(3)} \ U_m^{(4)} \ U_m^{(5)} \ U_m^{(6)} \ U_m^{(7)} \ U_m^{(8)}\}^T$ – вектор вузлових швидкостей СЕ.

Залежність (2.86) можна записати для компонент швидкостей поліномами

$$\begin{aligned} u_m &= a_m^{(1)} + a_m^{(2)}\xi^{1'} + a_m^{(3)}\xi^{2'} + a_m^{(4)}\xi^{3'} + \\ &+ a_m^{(5)}\xi^{1'}\xi^{2'} + a_m^{(6)}\xi^{1'}\xi^{3'} + a_m^{(7)}\xi^{2'}\xi^{3'} + a_m^{(8)}\xi^{1'}\xi^{2'}\xi^{3'}, \end{aligned} \quad (2.90)$$

де коефіцієнти $a_m^{(k)}$ об'єднані в вектор $\{a\}$, однозначно пов'язані з вектором $\{U\}$ числовою матрицею $[S]$

$$\{a\} = [S]\{U\}. \quad (2.91)$$

Деформації згідно з вимогами моментної схеми МСЕ розкладаються в ряд Маклорена з утриманням лише тих членів, в склад яких входять коефіцієнти поліномів (2.90):

$$\begin{aligned} \varepsilon_{11} &= \varepsilon_{11}^{(000)} + \xi^{2'}\varepsilon_{11}^{(010)} + \xi^{3'}\varepsilon_{11}^{(001)} + \xi^{2'}\xi^{3'}\varepsilon_{11}^{(011)}; \\ \varepsilon_{22} &= \varepsilon_{22}^{(000)} + \xi^{1'}\varepsilon_{22}^{(100)} + \xi^{3'}\varepsilon_{22}^{(001)} + \xi^{1'}\xi^{3'}\varepsilon_{22}^{(101)}; \\ \varepsilon_{33} &= \varepsilon_{33}^{(000)} + \xi^{1'}\varepsilon_{33}^{(100)} + \xi^{2'}\varepsilon_{33}^{(010)} + \xi^{1'}\xi^{2'}\varepsilon_{33}^{(110)}; \\ \varepsilon_{12} &= \varepsilon_{12}^{(000)} + \xi^{3'}\varepsilon_{12}^{(001)}; \\ \varepsilon_{13} &= \varepsilon_{13}^{(000)} + \xi^{2'}\varepsilon_{13}^{(010)}; \\ \varepsilon_{23} &= \varepsilon_{23}^{(000)} + \xi^{1'}\varepsilon_{23}^{(100)}; \\ \theta &= g^{ij}\varepsilon_{ij}^{(000)}. \end{aligned} \quad (2.92)$$

де g^{ij} – контраваріантні компоненти метричного тензора координатної системи x^1, x^2, x^3 , $\theta^{(000)}$ – об'ємна деформація скінченного елемента.

Представимо основні моменти швидкості тензора деформацій $\varepsilon_{ij}^{(000)}$ у вигляді суми девіатора, який характеризує зміну форми, та сферичного тензора, що відображає тільки зміни об'єму в околі точки тіла

$$\varepsilon_{ij}^{(000)} = \vartheta_{ij}^{(000)} + g_{ij}\theta^{(000)}/3, \quad (2.93)$$

де $\theta^{(000)} = g^{kl}\varepsilon_{kl}^{(000)}$ – швидкість зміни об'єму; g_{ij}, g^{ij} – коваріантні та контраваріантні компоненти метричного тензора координатної системи x^1, x^2, x^3 ; $\vartheta_{ij}^{(000)} = \varepsilon_{ij}^{(000)} - g_{ij}(g^{kl}\varepsilon_{kl}^{(000)})/3$ – девіатор швидкості деформацій.

Далі девіатор $\vartheta_{ij}^{(000)}$ залишимо без змін, а для $\theta^{(000)}$ скористаємось визначенням дивергенції вектора

$$\theta^{(000)} = (g^{kl}\varepsilon_{kl})_{\bar{\xi}=0} = (\nabla_k v^k)_{\bar{\xi}=0} = \lim_{V \rightarrow 0} \frac{1}{V} \int_V \nabla_k v^k dV, \quad (2.94)$$

де V – область навколо початку координат; v_k – коваріантна компонента вектора швидкостей переміщень вздовж координати x^k .

З точністю апроксимації в формулі (2.94) приймаємо, що область V збігається з об'ємом СЕ:

$$\theta^{(000)} = \frac{1}{V_{CE}} \int_{V_{ce}} \nabla_k u^k dV = \frac{1}{V_{CE}} \int_{S_{ce}} n^k u_k dS = \Theta_{CE}/V_{CE} = [F]\{a\}/V_{CE} = \{N\}^T \{U\}/V_{CE}, \quad (2.95)$$

де V_{ce} – область навколо початку координат; S_{ce} – гранична поверхня СЕ; u_k – коваріантна компонента вектора переміщень; n^k – контраваріантна компонента вектора зовнішньої нормалі до поверхні S_{ce} ; Θ_{CE} – зміна об'єму СЕ в цілому.

Обчислення Θ_{CE} (2.95) виконується з допомогою квадратурних формул. Як показали числові експерименти, достатньо обмежитись однією точкою інтегрування в центрах граней СЕ. Моменти деформацій у (2.92) обчислюються через похідні від компонент переміщень в точці, що збігається з початком координат ($\bar{\xi}=0$). Потрібно зазначити, що співвідношення для деформацій і швидкостей деформацій ς_{ij} повністю збігаються між собою, якщо переміщення u_m замінити на швидкості переміщень v_m .

Значення Θ_{CE} відповідають формулам:

$$\begin{aligned} \Theta_{CE} = \int_{S_{ce}} n^k v_k dS = \int_{-\frac{1}{2}}^{\frac{1}{2}} \int_{-\frac{1}{2}}^{\frac{1}{2}} & \left[(c^{1k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{1'}=\frac{1}{2}} - (c^{1k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{1'}=-\frac{1}{2}} \right] d\xi^{2'} d\xi^{3'} + \\ & + \int_{-\frac{1}{2}}^{\frac{1}{2}} \int_{-\frac{1}{2}}^{\frac{1}{2}} \left[(c^{2k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{2'}=\frac{1}{2}} - (c^{2k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{2'}=-\frac{1}{2}} \right] d\xi^{1'} d\xi^{3'} + \\ & + \int_{-\frac{1}{2}}^{\frac{1}{2}} \int_{-\frac{1}{2}}^{\frac{1}{2}} \left[(c^{3k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{3'}=\frac{1}{2}} - (c^{3k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{3'}=-\frac{1}{2}} \right] d\xi^{1'} d\xi^{2'}. \end{aligned} \quad (2.96)$$

Обчислення інтегралів у (2.96) виконується з допомогою квадратурних формул. Причому, як показали численні випробування, достатньо обмежитись однією точкою інтегрування, визначаючи величини $c^{1k} v_k \sqrt{g}$ у центрах граней СЕ:

$$\begin{aligned} \Theta_{CE} = & \left[(c^{1k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{1'}=\frac{1}{2}} - (c^{1k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{1'}=-\frac{1}{2}} \right]_{\xi^{2'}=\xi^{3'}=0} + \\ & + \left[(c^{2k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{2'}=\frac{1}{2}} - (c^{2k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{2'}=-\frac{1}{2}} \right]_{\xi^{1'}=\xi^{3'}=0} + \\ & + \left[(c^{3k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{3'}=\frac{1}{2}} - (c^{3k} v_k \sqrt{g})_{\xi^{3'}=-\frac{1}{2}} \right]_{\xi^{1'}=\xi^{2'}=0} = [F] \{a\}. \end{aligned}$$

З урахуванням наведеного вираз для моментів $\varepsilon_{ij}^{(000)}$ набуває вигляду

$$\bar{\varepsilon}_{ij}^{(000)} = \varepsilon_{ij}^{(000)} + g_{ij} (g^{kl} \varepsilon_{kl}^{(000)} - \Theta_{CE} / V_{CE}) / 3. \quad (2.97)$$

Оскільки введена в (2.97) величина зміни об'єму СЕ Θ_{CE} не залежить від жорсткого обертання СЕ, то величини $\bar{\varepsilon}_{ij}^{(000)}$ зберігають властивості моментів. Вони мають той же порядок апроксимації, що і (2.92), але на відміну від $\varepsilon_{ij}^{(000)}$ дають змогу точно враховувати зміни об'єму тіла й забезпечити дотримання закону збереження маси.

Моменти швидкостей деформацій в (2.92) обчислюються через похідні від компонент швидкостей v_i у точці, що збігається з початком координат ($\bar{\xi} = 0$):

$$\begin{aligned} \varepsilon_{11}^{(010)} &= \left(\frac{\partial \varepsilon_{11}}{\partial \xi^{2'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = (c_{1,2}^{m'} v_{1,m'} + v_{1,1'2'})_{\bar{\xi}=0}; \\ \varepsilon_{11}^{(001)} &= \left(\frac{\partial \varepsilon_{11}}{\partial \xi^{3'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = (c_{1,3}^{m'} v_{1,m'} + v_{1,1'3'})_{\bar{\xi}=0}; \\ \varepsilon_{11}^{(011)} &= \left(\frac{\partial^2 \varepsilon_{11}}{\partial \xi^{1'} \partial \xi^{2'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = (c_{1,2'3'}^{m'} v_{1,m'} + c_{1,2}^{m'} v_{1,m'3'} + c_{1,3}^{m'} v_{1,m'2'} + v_{1,1'2'3'})_{\bar{\xi}=0}; \\ \varepsilon_{22}^{(100)} &= \left(\frac{\partial \varepsilon_{22}}{\partial \xi^{1'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = (c_{2,1}^{m'} v_{2,m'} + v_{2,2'1'})_{\bar{\xi}=0}; \\ \varepsilon_{22}^{(001)} &= \left(\frac{\partial \varepsilon_{22}}{\partial \xi^{3'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = (c_{2,3}^{m'} v_{2,m'} + v_{2,3'1'})_{\bar{\xi}=0}; \\ \varepsilon_{22}^{(101)} &= \left(\frac{\partial^2 \varepsilon_{22}}{\partial \xi^{1'} \partial \xi^{3'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = (c_{2,1'3'}^{m'} v_{2,m'} + c_{2,1}^{m'} v_{2,m'3'} + c_{2,3}^{m'} v_{2,m'1'} + v_{2,1'2'3'})_{\bar{\xi}=0}; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
\varepsilon_{33}^{(100)} &= \left(\frac{\partial \varepsilon_{33}}{\partial \xi^{1'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = (c_{2,1'}^{m'} v_{2',m'} + v_{2,2'1'})_{\bar{\xi}=0}; \\
\varepsilon_{33}^{(010)} &= \left(\frac{\partial \varepsilon_{33}}{\partial \xi^{2'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = (c_{3,2'}^{m'} v_{3,m'} + v_{3,3'2'})_{\bar{\xi}=0}; \\
\varepsilon_{33}^{(110)} &= \left(\frac{\partial^2 \varepsilon_{33}}{\partial \xi^{1'} \partial \xi^{2'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = (c_{3,1'2'}^{m'} v_{3,m'} + c_{3,1'}^m v_{3,m'2'} + c_{3,2'}^{m'} v_{3,m'1'} + v_{3,1'2'3'})_{\bar{\xi}=0}; \\
\varepsilon_{12}^{(001)} &= \left(\frac{\partial \varepsilon_{12}}{\partial \xi^{3'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = \frac{1}{2} (c_{1,3'}^{m'} v_{2',m'} + v_{2,1'3'} + c_{2,3'}^{m'} v_{1,m'} + v_{1,2'3'})_{\bar{\xi}=0}; \\
\varepsilon_{13}^{(010)} &= \left(\frac{\partial \varepsilon_{13}}{\partial \xi^{2'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = \frac{1}{2} (c_{1,2'}^{m'} v_{3,m'} + v_{3,1'2'} + c_{3,2'}^{m'} v_{1,m'} + v_{1,2'3'})_{\bar{\xi}=0}; \\
\varepsilon_{23}^{(100)} &= \left(\frac{\partial \varepsilon_{23}}{\partial \xi^{1'}} \right)_{\bar{\xi}=0} = \frac{1}{2} (c_2^{m'} v_{3,m'} + v_{3,1'2'} + c_{3,1'}^{m'} v_{2,m'} + v_{2,1'3'})_{\bar{\xi}=0}. \tag{2.98}
\end{aligned}$$

Об'єднаємо моменти деформацій у вектори та запишемо (2.98) у матричній формі:

$$\begin{aligned}
\{\varepsilon^{(000)}\} &= \{\varepsilon_{11}^{(000)} \quad \varepsilon_{22}^{(000)} \quad \varepsilon_{33}^{(000)} \quad 2\varepsilon_{12}^{(000)} \quad 2\varepsilon_{13}^{(000)} \quad 2\varepsilon_{23}^{(000)}\}^T = [L^{(000)}] \{a\}; \\
\{\varepsilon^{(100)}\} &= \{0 \quad \varepsilon_{22}^{(100)} \quad \varepsilon_{33}^{(100)} \quad 0 \quad 0 \quad 2\varepsilon_{23}^{(100)}\}^T = [L^{(100)}] \{a\}; \\
\{\varepsilon^{(010)}\} &= \{\varepsilon_{11}^{(010)} \quad 0 \quad \varepsilon_{33}^{(010)} \quad 0 \quad 2\varepsilon_{13}^{(010)} \quad 0\}^T = [L^{(010)}] \{a\}; \\
\{\varepsilon^{(001)}\} &= \{\varepsilon_{11}^{(001)} \quad \varepsilon_{22}^{(001)} \quad 0 \quad 2\varepsilon_{12}^{(001)} \quad 0 \quad 0\}^T = [L^{(001)}] \{a\}; \\
\{\varepsilon^{(110)}\} &= \{0 \quad 0 \quad \varepsilon_{33}^{(110)} \quad 0 \quad 0 \quad 0\}^T = [L^{(110)}] \{a\}; \\
\{\varepsilon^{(101)}\} &= \{0 \quad \varepsilon_{22}^{(101)} \quad 0 \quad 0 \quad 0 \quad 0\}^T = [L^{(101)}] \{a\}; \\
\{\varepsilon^{(011)}\} &= \{\varepsilon_{11}^{(011)} \quad 0 \quad 0 \quad 0 \quad 0 \quad 0\}^T = [L^{(011)}] \{a\}; \\
\theta^{(000)} &= g^{kl} \varepsilon_{kl}^{(000)} = [g^{11} \quad g^{22} \quad g^{33} \quad g^{12} \quad g^{13} \quad g^{23}] [L^{(000)}] = [F] \{a\}; \\
\bar{\theta}^{(000)} &= \Theta_{CE} / V_{CE} = [\bar{F}] \{a\}. \tag{2.99}
\end{aligned}$$

У ході числового моделювання задач механіки суцільних середовищ виникає необхідність розв'язування систем нелінійних рівнянь високого порядку, для яких прямих методів не існує. Тому застосовуються ітераційні методи на базі лінеаризованих рівнянь. Для об'єктів, які розглядаються в цій роботі, лінеаризація має виконуватись для рівнянь стану. Як показали численні дослідження МСЕ, це можна виконати на рівні визначення дискретних співвідношень для скінченних елементів, взявши за основу матриці жорсткості та в'язкості, які в комбінації дають змогу моделювати властивості широкого класу матеріалів.

Для складання лінеаризованих рівнянь МСЕ в переміщеннях або швидкостях переміщень зазвичай застосовується метод Ритця, який забезпечує симетрію матриць (якщо це можливо) системи рівнянь завдяки застосуванню

варіаційних принципів. Так, для отримання матриці жорсткості пружного тіла можна використати вираз для роботи внутрішніх сил СЕ на можливих переміщеннях

$$\delta W_{CE} = \frac{1}{2} \delta \int_{V_{CE}} \{\varepsilon\}^T \{\sigma\} dV = \int_{V_{CE}} \delta \{\varepsilon\}^T \{\sigma\} dV, \quad (2.100)$$

де $\{\sigma\} = [\sigma^{11} \ \sigma^{22} \ \sigma^{33} \ \sigma^{12} \ \sigma^{13} \ \sigma^{23}]^T$ – вектор напружень, який визначається через вектор деформацій $\{\varepsilon\} = [\varepsilon^{11} \ \varepsilon^{22} \ \varepsilon^{33} \ 2\varepsilon^{12} \ 2\varepsilon^{13} \ 2\varepsilon^{23}]^T$ і матрицю $[E]$ параметрів пружності матеріалів:

$$\{\sigma\} = [E] \{\varepsilon\};$$

$$[E] = \begin{bmatrix} C^{1111} & C^{1122} & C^{1133} & C^{1112} & C^{1113} & C^{1123} \\ & C^{2222} & C^{2233} & C^{2212} & C^{2213} & C^{2223} \\ & & C^{3333} & C^{3312} & C^{3313} & C^{3323} \\ & & & C^{1212} & C^{1213} & C^{1223} \\ & \text{симетрично} & & & C^{1313} & C^{1323} \\ & & & & & C^{2323} \end{bmatrix}, \quad (2.101)$$

$C^{ijkl} = \mu^e (g^{ik} g^{jl} + g^{il} g^{jk}) + \lambda^e g^{ij} g^{kl}$ – компоненти тензора пружності ізотропних пружних матеріалів; $\mu^e = \frac{0,5E}{1+\nu}$; $\lambda^e = \frac{Ev}{(1+\nu)(1-2\nu)}$ – коефіцієнти пружності, що

залежать від температури і деформацій. Беручи до уваги співвідношення (2.86)–(2.93), що дають змогу представити залежність деформацій від вузлових переміщень,

$$\{\varepsilon\} = [B] \{U\},$$

можна привести (2.100) до остаточного варіанту

$$\delta W_{CE} = \int_{V_{CE}} \delta \{\varepsilon\}^T [E] \{\varepsilon\} dV = \delta \{U\}^T [B]^T [E] [B] \{U\} = \delta \{U\}^T [K^e] \{U\}, \quad (2.102)$$

де $[K^e] = [B]^T [E] [B]$ – матриця жорсткості СЕ, $\delta \{U\}$ – вектор можливих вузлових переміщень.

У разі розгляду в'язкотекучих матеріалів визначається матриця в'язкості СЕ. Для цього використовується потужність роботи внутрішніх сил

$$\delta \dot{W}_{CE} = \frac{1}{2} \delta \int_{V_{CE}} \{\zeta\}^T \{\sigma\} dV = \int_{V_{CE}} \delta \{\zeta\}^T \{\sigma\} dV, \quad (2.103)$$

де $\{\sigma\}$ – вектор напружень, зв'язаний з $\{\zeta\} = [\zeta^{11} \ \zeta^{22} \ \zeta^{33} \ 2\zeta^{12} \ 2\zeta^{13} \ 2\zeta^{23}]^T$ – вектором швидкостей деформацій матричним співвідношенням $\{\sigma\} = [M] \{\zeta\}$; $[M]$ – матриця в'язкості, яка формується з компонент тензора в'язкості C_V^{ijkl}

аналогічно (2.101); $C_V^{ijkl} = \mu^V (g^{ik} g^{jl} + g^{il} g^{jk}) + \lambda^V g^{ij} g^{kl}$; μ^V, λ^V – коефіцієнти в'язкості першого та другого роду, які є функціями температури та швидкостей деформацій. З урахуванням залежності між векторами швидкостей переміщень $\{V\}$ і деформацій $\{\zeta\} = [B] \{V\}$, залежність для визначення потужності роботи (2.102) можна записати у вигляді

$$\delta \dot{W}_{CE} = \int_{V_{CE}} \delta \{\zeta\}^T [M] \{\zeta\} dV = \delta \{V\}^T [B]^T [M] [B] \{V\} = \delta \{V\}^T [K^V] \{V\}, \quad (2.104)$$

де $[K^V] = [B]^T [M] [B]$ – матриця в'язкості СЕ.

У разі формування системи рівнянь МСЕ змішаного типу, коли крім переміщень невідомими є також напруження, використовуються узагальнені варіаційні принципи, які можна сформулювати за допомогою множників Лагранжа. Так, при розгляді ізотропних слабо стисливих тіл до складу невідомих доцільно також приєднати середнє напруження σ_s . Для цього рівняння стану для пружного тіла необхідно розглянути у вигляді:

$$\{\sigma\} = \{s\} + \sigma_s \{g\} = [\tilde{E}] \{\varepsilon\} + \sigma_s \{g\}, \quad (2.105)$$

де $\{s\}$ – вектор девіатора напружень; $\{g\} = [g^{11} \ g^{22} \ g^{33} \ g^{12} \ g^{13} \ g^{23}]^T$ – вектор, елементами якого є контраваріантні компоненти метричного тензора, а матриця пружності $[\tilde{E}]$ відрізняється від $[E]$ тим, що при обчисленні C^{ijkl} замість λ^e підставляється коефіцієнт $\tilde{\lambda}^e$ ($\tilde{\lambda}^e = -2\mu^e/3$) для виокремлення девіатора напружень.

Об'ємна деформація ізотропного матеріалу залежить лише від середнього напруження

$$\theta - \frac{\sigma_s}{k^e} = \theta - \eta^e \sigma_s = 0,$$

де $\eta^e = \frac{1}{k^e} = \frac{3(1-2\nu^e)}{E^e}$ – коефіцієнт об'ємної стисливості, який прямує до нуля ($\nu^e \rightarrow 0,5$; $\eta^e \rightarrow 0$; $k^e \rightarrow \infty$), коли матеріал стає нестисливим; E^e – модуль пружності під час розтягу; ν^e – коефіцієнт Пуассона.

Помноживши ліву частину (2.105) на варіацію середнього напруження $\delta\sigma_s$, як множник Лагранжа, додамо цей добуток до підінтегрального виразу (2.100) і з врахуванням (2.104) отримаємо варіант представлення варіації δW_{CE} скінченного елемента змішаного типу

$$\delta \dot{W}_{CE} = \int_{V_{CE}} \left(\delta \{\varepsilon\}^T [\tilde{E}] \{\varepsilon\} + \sigma_s \delta\theta + (\theta - \eta^e \sigma_s) \delta\sigma_s \right) dV. \quad (2.106)$$

При розгляді полілінійного СЕ з позицій моментної схеми МСЕ об'ємна деформація θ і середні напруження σ_s у межах СЕ вважаються сталою

величиною (2.92), (2.95) , що дає змогу обчислити другий і третій члени інтегралу (2.106)

$$\begin{aligned} \int_{V_{CE}} (\sigma_s \delta\theta + (\theta - \eta^e \sigma_s) \delta\sigma_s) dV &= (\sigma_s \delta\theta + (\theta - \eta^e \sigma_s) \delta\sigma_s) V_{CE} = \\ &= \sigma_s \delta\Theta_{CE} + (\Theta_{CE} - \eta^e \sigma_s V_{CE}) \delta\sigma_s. \end{aligned} \quad (2.107)$$

Беручи до уваги (2.103), (2.105) і (2.107), запишемо (2.104) у вигляді

$$\begin{aligned} \delta\tilde{W}_{CE} &= \int_{V_{CE}} \delta\{\varepsilon\}^T [\tilde{E}] \{\varepsilon\} dV + \sigma_s \delta\Theta_{CE} + (\Theta_{CE} - \eta^e \sigma_s V_{CE}) \delta\sigma_s = \\ &= \delta\{U\}^T [\tilde{K}^e] \{U\} + \delta\{U\}^T \{N\} \sigma_s + \delta\sigma_s \{N\}^T \{U\} - \delta\sigma_s \eta^e \sigma_s V_{CE} = \delta\{\Phi\}^T [\tilde{H}^e] \{\Phi\}, \end{aligned}$$

де $[\tilde{H}^e]$ – змішана матриця для пружного СЕ, яка дорівнює

$$[\tilde{H}^e] = \begin{bmatrix} [\tilde{K}^e] & \{N\} \\ \{N\}^T & -(\eta^e V_{CE}) \end{bmatrix},$$

$[\tilde{K}^e]$ – матриця жорсткості СЕ відносно зміни його форми; $\{N\}$ – вектор впливу вузлових переміщень на об'ємну деформацію СЕ; $\{\Phi\} = \begin{Bmatrix} \{U\} \\ \sigma_s \end{Bmatrix}$ – змішаний вектор невідомих СЕ, який складається з вектора вузлових переміщень та величини середнього напруження, яке вважається віднесеним до центра СЕ.

Аналогічним способом знаходиться матриця змішаного типу для в'язкого стисливого СЕ, коли за невідомі величини приймається вектор вузлових швидкостей $\{v\}$ разом із середнім напруженням σ_s . Для врахування стисливості скористаємось рівнянням збереження маси (2.82) у вигляді

$$\vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v}) \frac{1}{\rho} = \vec{\nabla} \cdot \vec{v} + \frac{1}{\rho} \vec{v} \cdot \vec{\nabla} \rho = \vec{\nabla} \cdot \vec{v} - \eta^e \vec{v} \cdot \vec{\nabla} \sigma_s = 0, \quad (2.108)$$

де вважається, що зміна початкової густини ρ_0 матеріалу залежить від напруження σ_s : $\rho = \rho_0 (1 - \eta^e \sigma_s)$.

З допомогою множника Лагранжа $\delta\sigma_s$ та рівняння (2.108) враховується стисливість для в'язкого середовища в матриці $[\tilde{H}^V]$ – змішаній матриці для в'язкого СЕ

$$[\tilde{H}^V] = \begin{bmatrix} [\tilde{K}^V] & \{N\} \\ \{N\}^T & -(\eta^V V_{CE}) \end{bmatrix}, \quad (2.109)$$

де $[\tilde{K}^V]$ – матриця в'язкості СЕ; $\{N\}$ – вектор впливу вузлових швидкостей на швидкість об'ємної деформації СЕ; $\{\Psi\} = \begin{Bmatrix} \{V\} \\ \sigma_s \end{Bmatrix}$ – змішаний вектор невідомих

для в'язкого стисливого СЕ, який складається з вектора вузлових швидкостей та величини середнього напруження.

Коефіцієнт стисливості η^V в (2.109) є змінною величиною $\eta^V = \frac{\vec{v} \cdot \vec{\nabla} \sigma_s}{\sigma_s}$,

яка на початку при $\sigma_s = 0$ приймається $\eta^V = 0$ (умова нестисливості). Градієнт $\vec{\nabla} \sigma_s$ обчислюється через вузлові значення σ_s , які дорівнюють середньо арифметичним значенням тих напружень СЕ, що входять у «зірку» скінченних елементів відповідного вузла.

Важливим застосуванням матриць СЕ змішаного методу є моделювання слабо стисливих і нестисливих середовищ незалежно від їхнього стану та особливо тоді, коли в процесі перероблення або будь-якої взаємодії об'єктів різної природи їхні властивості змінюються в широкому діапазоні, включаючи перехід від стисливого до нестисливого стану і навпаки. Це характерно для процесів екструзії та лиття під тиском полімерів.

Багато процесів хімічних виробництв є неізотермічними й супроводжуються явищами тепло- і масопереносу. Математичне моделювання їх здійснюється шляхом спільного розв'язання рівнянь руху (2.1) і збереження енергії (2.2), яке с точки зору застосування МСЕ доцільно подати у вигляді варіаційного рівняння

$$\int_V \lambda_T \vec{\nabla} T \cdot \vec{\nabla} (\delta T) dV + \int_V c_T \vec{v} \cdot \vec{\nabla} T \delta T dV - \int_V D_T \delta T dV + \int_S \alpha_T (T - T_c) \delta T dV = 0, \quad (2.110)$$

де $D_T = \hat{\sigma} \cdot \hat{\zeta} + Q_{(v)}$ – швидкість надходження теплоти до одиниці об'єму тіла за рахунок дисипації енергії руху та зовнішнього джерела теплоти; α_T – коефіцієнт тепловіддачі (може залежати від температури) на зовнішній поверхні тіла S ; T_c – температура зовнішнього середовища.

Рівняння МСЕ для теплопередачі будуються на основі матриць СЕ, що характеризують перенесення теплоти за рахунок температурної дифузії і руху середовища. Як при розгляді рівнянь руху, зупинимось на виводі матриці теплопередачі для шестигранного криволінійного елемента (рис. 2.1). Розподіл температури T у межах СЕ приймаємо аналогічно компонентам швидкостей (2.86) на базі полілінійних функцій форми $N_{(i)}$

$$T = T^{(1)} N_{(1)} + T^{(2)} N_{(2)} + T^{(3)} N_{(3)} + T^{(4)} N_{(4)} + T^{(5)} N_{(5)} + T^{(6)} N_{(6)} + T^{(7)} N_{(7)} + T^{(8)} N_{(8)},$$

або в матричному вигляді:

$$\{ T \} = [L] \{ T^{(i)} \};$$

$$[L] = [N_{(1)} \quad N_{(2)} \quad N_{(3)} \quad N_{(4)} \quad N_{(5)} \quad N_{(6)} \quad N_{(7)} \quad N_{(8)}].$$

Вектор-градієнт температури визначається формулами:

$$\{ \nabla T \} = [\nabla] [L] \{ T^{(i)} \} = [G] \{ T^{(i)} \};$$

$$[\nabla] = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial \xi^{1'}} & \frac{\partial}{\partial \xi^{2'}} & \frac{\partial}{\partial \xi^{3'}} \end{bmatrix}^T;$$

$$[G] = [\nabla][L].$$

Матриця теплопередачі СЕ $[K_T]$ дорівнює сумі двох матриць $[K_T] = [\Pi_T] + [\Xi_T]$: матриці теплопровідності $[\Pi_T]$ та конвекції $[\Xi_T]$, які визначаються з першого та другого членів рівняння (2.110) і представляються матричними виразами:

$$[\Pi_T] = \int_{V_{CE}} [G]^T [g^*] [G] \lambda_T dV = \int_{-0.5}^{0.5} [G]^T [g^*] [G] \lambda_T \sqrt{g} d\xi^1 d\xi^2 d\xi^3;$$

$$[\Xi_T] = \int_{V_{CE}} [L]^T [J^*]^T \{v\}^T [G] c_T dV = \int_{-0.5}^{0.5} [L]^T [J^*]^T \{V\}^T [N]^T [G] c_T \sqrt{g} d\xi^1 d\xi^2 d\xi^3,$$

де $[g^*]$ – матриця контраваріантних компонент метричного тензора, $[J^*] = [J]^{-1}$ – обернена матриця Якобі, $\{V\}$ – вектор вузлових швидкостей СЕ. На основі багатьох числових експериментів встановлено [91, 166], що завдяки малим розмірам СЕ теплотехнічні (λ_T , c_T) та геометричні параметри ($[J^*]$, $[g^*]$, \sqrt{g}) в об'ємі СЕ мало змінюються і їх можна вважати сталими величинами та обчислити матриці теплопередачі в замкненому вигляді. У результаті суттєво зменшується об'єм обчислювальної роботи і підвищуються ефективність та можливості процесів числового моделювання.

При формуванні полімерів, що мають високу в'язкість і відносно невелику теплопровідність, виникають нерівномірні температурні поля, які впливають на властивості матеріалів і їх напружений стан. У цьому разі до рівнянь руху рідини необхідно долучити рівняння збереження енергії, яке може бути представлене у вигляді стаціонарного рівняння притоку теплоти в ейлерових координатах [77]

$$c_V v^i \nabla_i T - \nabla_i (\lambda_T \nabla_j T) g^{ij} = \sigma^{ij} \xi_{ij} + Q_{(V)}, \quad (2.111)$$

де c_V – коефіцієнт теплоємності одиниці об'єму матеріалу; λ_T – коефіцієнт теплопровідності; $\sigma^{ij} \xi_{ij}$ – потужність дисипативної роботи внутрішніх сил; $Q_{(V)}$ – потужність внутрішнього теплового джерела немеханічного походження, віднесеного до одиниці об'єму.

На зовнішній поверхні тіла мають бути задані граничні умови, з яких найбільш поширеними є умова рівності температури на поверхні тіла заданій функції T_0

$$T = T_0 \quad (2.112)$$

або умова теплообміну з навколишнім середовищем:

$$\bar{q} \cdot \bar{n} = \alpha(T - T_s) - Q_{(F)},$$

$$\lambda_T \frac{\partial T}{\partial n} = -\alpha(T - T_s) + Q_{(F)}, \quad (2.113)$$

де $\frac{\partial T}{\partial n}$ – похідна вздовж зовнішньої нормалі до поверхні тіла; α – коефіцієнт тепловіддачі конвективного теплообміну; T_s – температура зовнішнього середовища; $Q_{(F)}$ – тепловий потік вздовж зовнішньої нормалі, обумовлений неконвективним теплообміном (наприклад, випромінюванням).

Рівняння в'язкої течії та балансу енергії (2.111) є взаємно залежними й разом з граничними умовами відповідають зв'язаній задачі термов'язкості. Це означає, що визначення розподілу швидкостей руху та температурних полів матеріалу має відбуватись паралельно з врахуванням впливу дисипативної енергії та швидкостей руху матеріалу на температуру й навпаки – впливу температурних полів на розподіл швидкостей. Рівняння (2.113), як і інші рівняння механіки суцільних середовищ не мають аналітичного розв'язку й можуть бути розв'язані лише з допомогою числових методів.

Для застосування числових методів доцільно цю задачу представити у варіаційному формулюванні. Диференціальне рівняння (2.111) разом з граничними умовами (2.112), (2.113) еквівалентне варіаційному рівнянню

$$\begin{aligned} \delta\Phi = & \iiint_V \lambda_T \nabla_i T g^{ij} \nabla_j \delta T dV + \iiint_V c_V v^i \nabla_i T \delta T dV + \iint_F \alpha T \delta T dF - \\ & - \iint_F \alpha T_s \delta T dF - \iiint_V \sigma^{ij} \xi_{ij} \delta T dV - \iiint_V Q_{(V)} \delta T dV - \iint_F Q_{(F)} \delta T dF = 0, \end{aligned} \quad (2.114)$$

де перший член обумовлений теплопровідністю, другий – конвективним теплообміном в об'ємі середовища, а всі інші враховують надходження теплової енергії внаслідок конвективної тепловіддачі на поверхні тіла, дисипації внутрішньої механічної енергії та зовнішніх джерел теплової енергії немеханічного походження.

Для розв'язання рівнянь (2.111)–(2.113) або (2.114) використовується МСЕ.

Прийmemo, що всі скінченні елементи мають форму криволінійних шестигранників з полілінійним розподілом функцій швидкостей руху та температури

$$T = [N_T] \{\theta\}, \quad (2.115)$$

де $[N_T]$ – матриця функцій форми для температури:

$$[N_T] = [N_1 \ N_2 \ N_3 \ N_4 \ N_5 \ N_6 \ N_7 \ N_8],$$

$\{\theta\} = \{\theta^{(1)} \ \theta^{(2)} \ \theta^{(3)} \ \theta^{(4)} \ \theta^{(5)} \ \theta^{(6)} \ \theta^{(7)} \ \theta^{(8)}\}^T$ – вектор вузлових температур СЕ.

Залежність (2.115) можна записати у вигляді полінома

$$\begin{aligned} T = & \phi^{(1)} + \phi^{(2)} \xi^1 + \phi^{(3)} \xi^2 + \phi^{(4)} \xi^3 + \\ & + \phi^{(5)} \xi^1 \xi^2 + \phi^{(6)} \xi^1 \xi^3 + \phi^{(7)} \xi^2 \xi^3 + \phi^{(8)} \xi^1 \xi^2 \xi^3 = [\phi_T] \{\phi\}, \end{aligned}$$

де коефіцієнти $\phi^{(\dots)}$, об'єднані в вектор $\{\phi\}$, взаємно однозначно зв'язані з компонентами вектора $\{\theta\}$ числовою матрицею $[S_T]$:

$$\{\phi\} = [S_T] \{\theta\};$$

$$[S_T] = \begin{bmatrix} 0.125 & 0.125 & 0.125 & 0.125 & 0.125 & 0.125 & 0.125 & 0.125 \\ -0.25 & 0.25 & -0.25 & 0.25 & -0.25 & 0.25 & -0.25 & 0.25 \\ -0.25 & -0.25 & 0.25 & 0.25 & -0.25 & -0.25 & 0.25 & 0.25 \\ -0.25 & -0.25 & -0.25 & -0.25 & 0.25 & 0.25 & 0.25 & 0.25 \\ 0.5 & -0.5 & -0.5 & 0.5 & 0.5 & -0.5 & -0.5 & 0.5 \\ 0.5 & -0.5 & 0.5 & -0.5 & -0.5 & 0.5 & -0.5 & 0.5 \\ 0.5 & 0.5 & -0.5 & -0.5 & -0.5 & -0.5 & 0.5 & 0.5 \\ -1 & 1 & 1 & -1 & 1 & -1 & -1 & 1 \end{bmatrix}$$

і матриця $[\varphi_T]$ дорівнює

$$[\varphi_T] = [1 \quad \xi^1 \quad \xi^2 \quad \xi^3 \quad \xi^1 \xi^2 \quad \xi^1 \xi^3 \quad \xi^2 \xi^3 \quad \xi^1 \xi^2 \xi^3].$$

Далі, у звичайному порядку після підстановки в (2.113) виразу (2.114) і виконання варіювання отримаємо необхідні співвідношення задачі теплообміну для скінченних елементів у вигляді

$$\delta\Phi_{ce} = \delta\{\theta\}^T [h] \{\theta\} - \delta\{\theta\}^T \{Q_T\},$$

де $[h]$ – матриця теплообміну, яка визначається першими трьома членами

$$[h] = [h_T] + [h_K] + [h_F],$$

$[h_T]$ – матриця теплопровідності; $[h_K]$ – матриця конвекції; $[h_F]$ – матриця тепловіддачі на поверхні тіла F ; $\{Q_T\}$ – вектор вузлових теплових джерел (теплого навантаження), що визначається четвертим-сьомим членами (2.114).

Приймаючи, що контраваріантні компоненти метричного тензора мало змінюються в межах кожного скінченного елемента, матрицю теплопровідності можна отримати в замкненій формі

$$[h_T] = (\lambda_T \sqrt{g_0}) [S_T]^T \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & g^{11} & g^{12} & g^{13} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & g^{21} & g^{22} & g^{23} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & g^{31} & g^{32} & g^{33} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{g^{11}+g^{22}}{12} & \frac{g^{23}}{12} & \frac{g^{13}}{12} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{g^{32}}{12} & \frac{g^{11}+g^{33}}{12} & \frac{g^{12}}{12} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{g^{31}}{12} & \frac{g^{21}}{12} & \frac{g^{22}+g^{33}}{12} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{g^{11}+g^{22}+g^{33}}{144} \end{bmatrix} [S_T]$$

Матрицю конвекції згідно з дослідженнями [76, 77] доцільно визначати на базі односторонніх різниць, вибір яких ставиться в залежність від напрямку середньої швидкості в межах елемента. У цій роботі матриця $[h_K]$ має вигляд

$$[h_K] = \frac{1}{4} c_V \sqrt{g_0} [S_T]^T [P] [S_T],$$

де матриця $[P]$ наведена на рис. 2.2 з використанням компонент середньої швидкості $v_0^{m'}$ в локальних координатах $v_0^{m'} = \frac{1}{8} \sum_{j=1}^8 v_{(j)}^n c_n^{m'}$, $v_{(j)}^n$ – декартова компонента швидкості j -го вузла скінченного елемента.

$$[P] = \begin{bmatrix} -v_0^1 r_1 - v_0^2 r_2 - & v_0^1 r_1 & v_0^2 r_2 & 0 & v_0^3 r_3 & 0 & 0 \\ -v_0^3 r_3 & & & & & & \\ -v_0^1 s_1 & v_0^1 s_1 - v_0^2 r_2 - & 0 & v_0^2 r_2 & 0 & v_0^3 r_3 & 0 \\ & -v_0^3 r_3 & & & & & \\ -v_0^2 s_2 & 0 & -v_0^1 r_1 + v_0^2 s_2 - & v_0^1 r_1 & 0 & 0 & v_0^3 r_3 \\ & & -v_0^3 r_3 & & & & \\ 0 & -v_0^2 s_2 & -v_0^1 s_1 & v_0^1 s_1 + v_0^2 s_2 - & 0 & 0 & 0 \\ & & & -v_0^3 r_3 & & & \\ -v_0^3 s_3 & 0 & 0 & 0 & -v_0^1 r_1 - v_0^2 r_2 + & v_0^1 r_1 & v_0^2 r_2 \\ & & & & + v_0^3 s_3 & & \\ 0 & -v_0^3 s_3 & 0 & 0 & -v_0^1 s_1 & v_0^1 s_1 - v_0^2 r_2 + & 0 \\ & & & & & + v_0^3 s_3 & \\ 0 & 0 & -v_0^3 s_3 & 0 & -v_0^2 s_2 & 0 & -v_0^1 r_1 + v_0^2 s_2 \\ & & & & & & + v_0^3 s_3 \\ 0 & 0 & 0 & -v_0^3 s_3 & 0 & -v_0^2 s_2 & -v_0^1 s_1 \end{bmatrix}$$

Рис. 2.2. Матриця швидкостей для обчислення матриці конвективного теплообміну

Параметри визначають залежність матриці $[P]$ від знака компонент швидкості в локальних координатах:

$$r_{m'} = \begin{cases} 1 & \text{при } v_0^{m'} < 0, \\ 0 & \text{інакше.} \end{cases}$$

$$s_{m'} = \begin{cases} 1 & \text{при } v_0^{m'} > 0, \\ 0 & \text{інакше.} \end{cases}$$

Інші величини – вектор $\{Q_T\}$ теплових джерел елементів і матриця $[h_F]$ конвективного теплообміну на поверхні тіла для приграничних скінчених елементів, а також загальна система рівнянь МСЕ визначаються традиційним способом.

2.8. Висновки до розділу 2

Розроблені принципово нові фізичні й математичні моделі плавлення полімеру в каналі екструдера, сутність яких полягає в тому, що процес плавлення поділяється на два етапи: спочатку за рахунок бародифузії розплаву руйнується поверхневий шар твердої пробки, який переходить у шар текучої суміші з твер-

дої й рідкої фаз, а потім вже під дією дисипативного теплоти відбувається плавлення твердої частини в об'ємі суміші.

Отримані на основі моментної схеми матриці скінченних елементів є універсальними з точки зору їх ефективного застосування для розв'язання задач термопружності й тепломасопереносу як твердих тіл, так рідин і газів. Це дає змогу в рамках системи автоматизованого проектування (САПР) машин та апаратів хімічних виробництв на сучасному рівні виконувати гідродинамічний аналіз процесів формування полімерних матеріалів у виробі та здійснювати розрахунки міцності й витривалості конструкцій при термосилових навантаженнях, що дає змогу розробляти нові технологічні процеси переробки матеріалів з врахуванням їх реальних властивостей та особливостей взаємодії з елементами обладнання.

Створена математична модель, яка дає змогу моделювати процеси гомогенізації, змішування в'язких рідин з іншими компонентами та між собою.

Розроблено дискретні математичні моделі течії розплавів полімерних композицій у змішувальних каналах з урахуванням взаємозалежності реологічних, теплофізичних властивостей композицій від теплових ефектів, інтенсивності деформування та зміни геометрії робочих каналів.

Розроблено узагальнену математичну модель дослідження течії нелінійно в'язких рідин з урахуванням пружної деформації конструктивних елементів каналів технологічного обладнання.

Розроблені математична модель та методика можуть застосовуватись для практичного використання в ході проектування технологічного устаткування та оптимізації його конструктивно-технологічних параметрів.

3. МОДЕЛЮВАННЯ ЧЕРВ'ЯЧНИХ ЕКСТРУДЕРІВ

3.1. Моделювання процесу живлення черв'ячного екструдера гранульованим матеріалом

У зону живлення черв'ячних екструдерів полімер найчастіше надходить у вигляді твердих гранул, які можуть проковзувати між собою, перекочуватись одна по одній, а також деформуватися, що впливає на властивості та рух матеріалу відносно робочих органів екструдера. Метою досліджень є аналіз руху гранульованих полімерних матеріалів у зоні живлення черв'ячного екструдера, експериментальне визначення коефіцієнтів тертя гранульованих полімерних матеріалів по поверхнях робочих органів залежно від навантаження та температури та геометричних розмірів робочих органів екструдера (зокрема глибини робочого каналу).

Було проведено дослідження руху гранул різних полімерів у каналі екструдера з використанням плоскопаралельної моделі екструдера [24, 40]. Як дослідні обирались гранульовані полімери з числа найбільш розповсюджених типів та з найбільш різними між собою механічними властивостями. У сталеву коробку, яка імітувала собою розгортку поверхні черв'яка, засипали полімерні гранули. Наповнена коробка переверталась шаром гранул вниз на плоску металеву поверхню, що імітувала внутрішню поверхню циліндра.

Експериментальні дослідження було проведено для таких полімерів:

- поліетилен високої густини марки Marlex ННМ 5502ВN;
- співполімер етилену з вінілацетатом (СЕВА) марки 11104–030;
- полістирол марки Denka Styrol MW-1-301;
- полівінілхлорид (ПВХ) марки SORVIL.

На рис. 3.1–3.4 наведено апроксимуючі криві, які показують залежність визначеного коефіцієнта тертя полімерного матеріалу по металевій поверхні K_{TR} від тиску P за різної температури робочої поверхні t . Температура нагрівання робочої поверхні задавалась окремо для кожного типу полімеру як максимальна до початку плавлення.

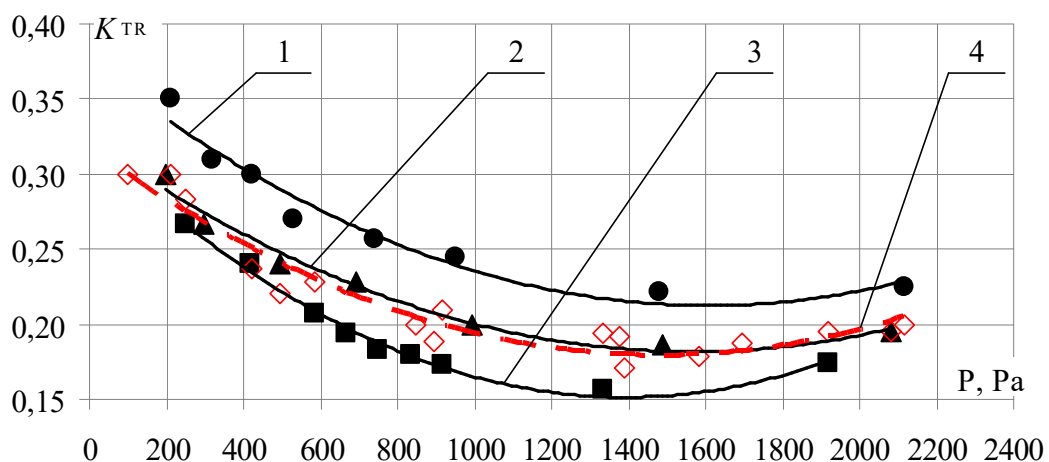


Рис. 3.1. Залежність коефіцієнта тертя поліетилену від тиску за різних значень глибини каналу H при нагріванні робочої поверхні до температури t : 1 – $H = 7$ мм, $t = 20$ °C; 2 – $H = 15$ мм, $t = 20$ °C; 3 – $H = 23$ мм, $t = 20$ °C; 4 – $H = 7, 15, 23$ мм, $t = 90$ °C

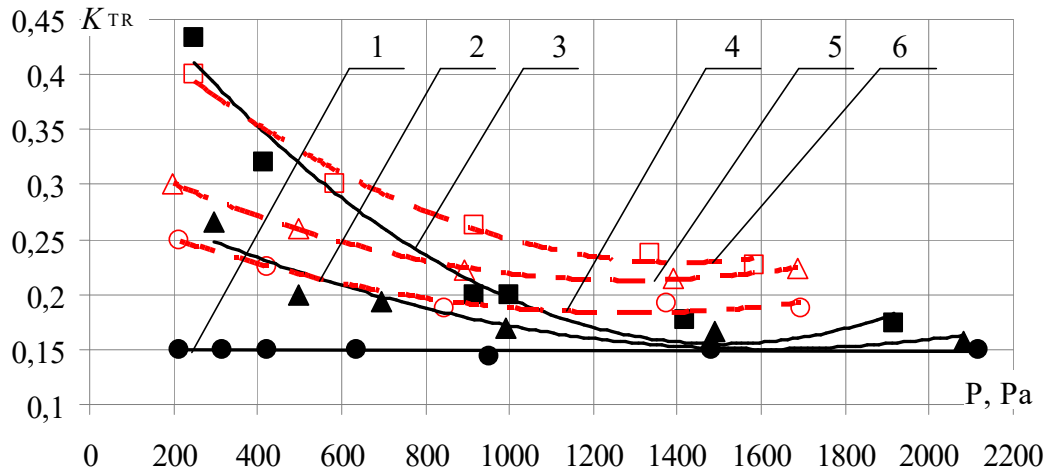


Рис. 3.2. Залежність коефіцієнта тертя SEBA від тиску за різних значень глибини каналу H при нагріванні робочої поверхні до температури t : 1 – $H = 7$ мм, $t = 20$ °С; 2 – $H = 15$ мм, $t = 20$ °С; 3 – $H = 23$ мм, $t = 20$ °С; 4 – $H = 7$ мм, $t = 80$ °С; 5 – $H = 15$ мм, $t = 80$ °С; 6 – $H = 23$ мм, $t = 80$ °С

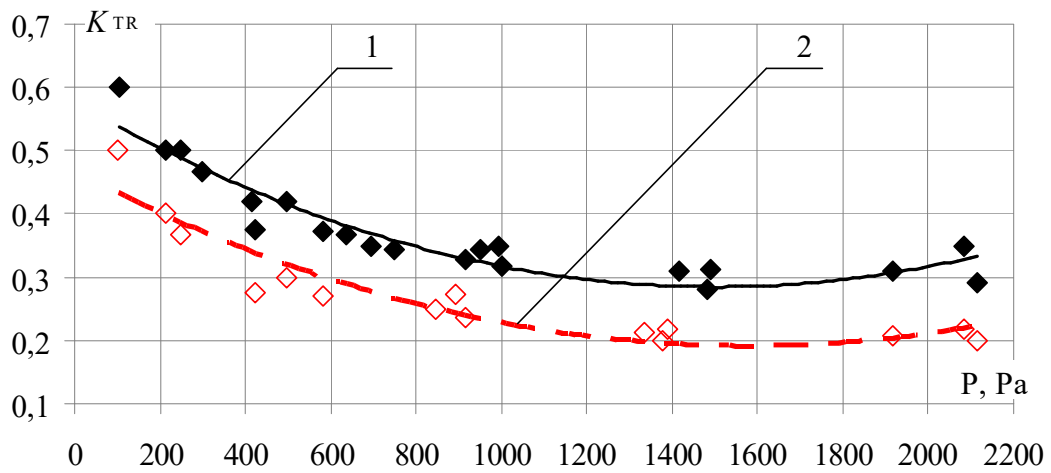


Рис. 3.3. Залежність коефіцієнта тертя полістиролу від тиску за різних значень глибини каналу H при нагріванні робочої поверхні до температури t : 1 – $H = 7, 15, 23$ мм, $t = 20$ °С; 2 – $H = 7, 15, 23$ мм, $t = 100$ °С

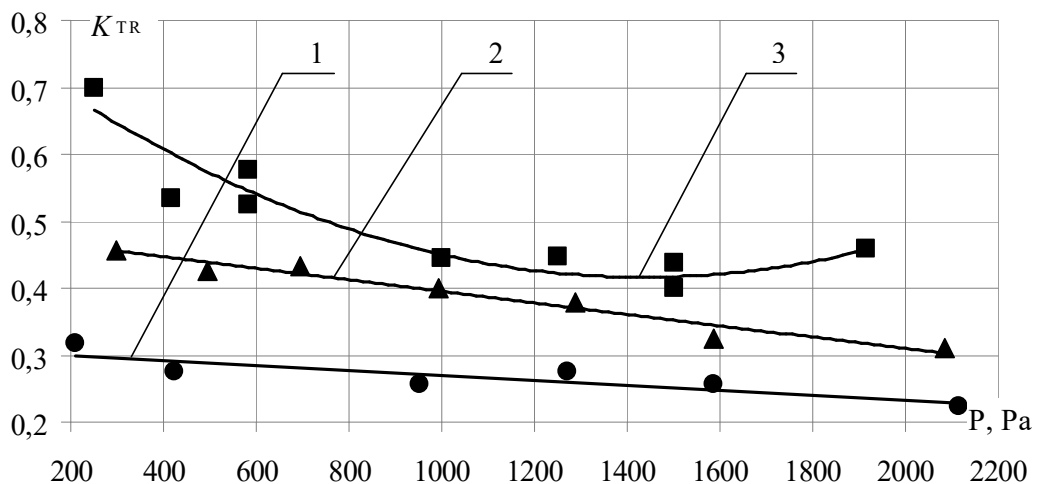


Рис. 3.4. Залежність коефіцієнта тертя ПВХ від тиску за різних значень глибини каналу H при нагріванні робочої поверхні до температури t : 1 – $H = 7$ мм, $t = 20$ °С, 90 °С; 2 – $H = 15$ мм, $t = 20$ °С, 90 °С; 3 – $H = 23$ мм, $t = 20$ °С, 90 °С

З рис. 3.1–3.4 видно зменшення залежності коефіцієнта тертя від тиску зі зменшенням глибини каналу для усіх досліджених полімерів. У разі наближення дослідних навантажень до максимальних значень майже на всіх кривих спостерігається перехід через мінімум. Тобто після досягнення певних значень тиску коефіцієнт тертя з ростом навантаження починає зростати. Ймовірно це пов'язано з тим, що після досягнення певних значень тиску шар гранул починає поводити себе подібно суцільному твердому тілу, для якого залежність коефіцієнта тертя від навантаження зазвичай має вигляд кривої з мінімумом.

Гранули поліетилену високої густини мають округлу форму й малодеформівні, тому під час руху вони проковзують з обертанням одна відносно одної. Тому в разі збільшення товщини шару гранул H тертя ковзання частково замінюється тертям кочення, відповідно значення коефіцієнта тертя зі збільшенням глибини каналу зменшується (див. рис. 3.1). Після збільшення до $90\text{ }^\circ\text{C}$ температури поверхні, по якій відбувався рух гранул, значення коефіцієнта тертя перестає залежати від глибини каналу й набуває значень, близьких до кривих для $20\text{ }^\circ\text{C}$, причому характер залежності зберігається.

Гранули СЕВА хоча й мають округлу форму, подібно гранулам поліетилену, і мають змогу проковзувати з обертанням одна відносно одної, проте є деформівними і внаслідок цього взаємодіють одна з одною. Для СЕВА значення коефіцієнта тертя зі збільшенням глибини каналу збільшується (див. рис. 3.2), оскільки за малої товщини шару гранул H вони можуть частково повертатися, а при збільшенні товщини шару гранул – стискаються і рухаються як одне ціле. Після нагрівання поверхні до температури $80\text{ }^\circ\text{C}$ коефіцієнт тертя СЕВА зростає по іншому для кожної товщини шару, при цьому за умови досягнення максимальних значень навантаження мінімум на кривих для $20\text{ }^\circ\text{C}$ більш виражений, ніж для $80\text{ }^\circ\text{C}$.

Гранули полістиролу мають форму приплюснених циліндрів з гострими гранями, які майже недеформівні, тому їх повертання та стискання майже відсутнє, і шар гранул під час руху поводить себе подібно суцільному твердому тілу навіть за незначного навантаження. Тому значення коефіцієнта тертя майже не залежить від зміни глибини каналу, що відображено на графіку (див. рис. 3.3) одною апроксимуючою кривою за результатами вимірювань для трьох значень глибини H . У разі руху гранул полістиролу по нагрітій до температури $100\text{ }^\circ\text{C}$ поверхні, значення коефіцієнта тертя зменшується, а характер залежності зберігається таким же, як для холодної поверхні.

Залежність коефіцієнта тертя гранул ПВХ від тиску (див. рис. 3.4) є схожою на аналогічну для СЕВА. Проте завдяки формі гранул у вигляді приплюснутих циліндрів та меншій степені деформованості його гранули за малої й середньої товщини шару гранул H ще можуть повертатися, а за максимальної – серед досліджених товщині шару гранул рухаються як одне ціле. При нагріванні робочої поверхні до максимально допустимої для гранул ПВХ температури $90\text{ }^\circ\text{C}$ значення коефіцієнта тертя не змінюються, і графіки на рис. 3.4 проведено по точках, спільних для температур $t = 20\text{ }^\circ\text{C}$ і $90\text{ }^\circ\text{C}$.

Для дослідження залежності величини коефіцієнта зовнішнього тертя гранульованих полімерів по різних поверхнях і коефіцієнта бічного тиску від

температури, навантаження і швидкості обертального руху було розроблено установку, схему якої наведено на рис. 3.5.

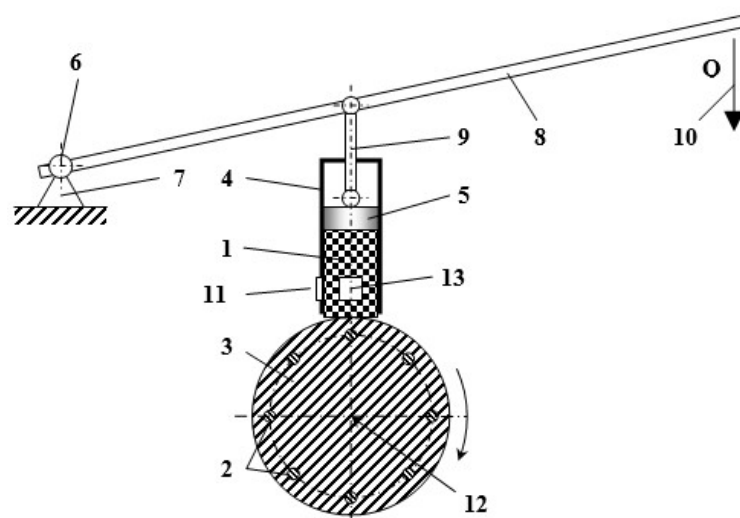


Рис. 3.5. Схема установки для визначення величини коефіцієнта зовнішнього тертя та коефіцієнта бічного тиску сипкого матеріалу: 1 – короб; 2 – нагрівники; 3 – ротор; 4 – корпус; 5 – штовхач; 6 – регулятор вертикальної сили; 7 – стояк; 8 – важіль; 9 – шток; 10 – вантаж; 11 – датчик горизонтальної сили; 12 – вісь ротора; 13 – датчик горизонтальної сили

Дослідження виконували таким чином: гранули засипали у вертикальний короб 1 і притискали вантажем 10 через важіль 8 і штовхач 5 до ротора 3, якому надавалось обертання від електродвигуна. Датчик, що стоїть по ходу обертання ротора, надавав дані зусилля для визначення коефіцієнта тертя, а датчик, що стоїть перпендикулярно першому – для визначення коефіцієнта бічного тиску. Змінюючи швидкість обертання ротора, температуру нагрівників і навантаження, отримували залежності для шуканих коефіцієнтів.

У результаті проведених експериментів отримано залежність коефіцієнтів тертя (рис. 3.6) від швидкості обертання ротора.

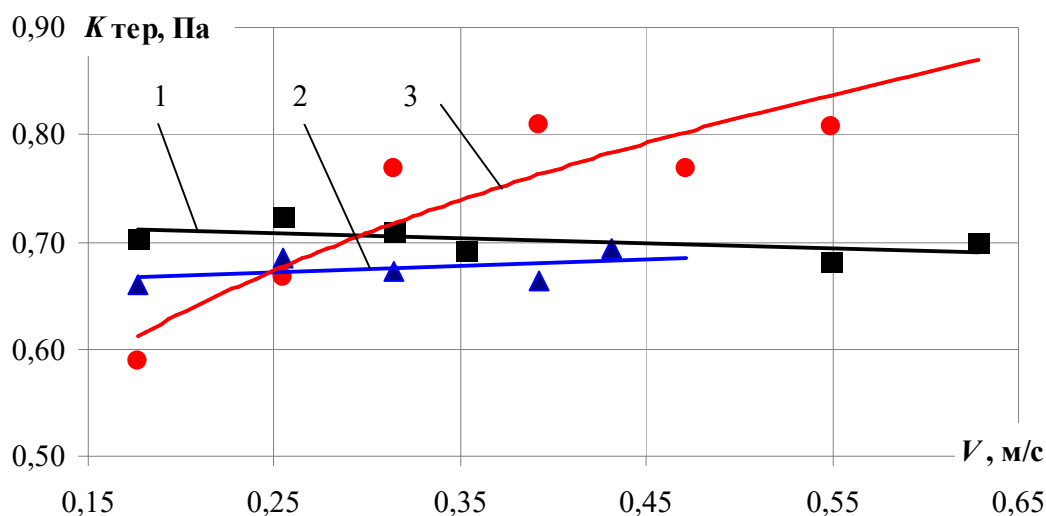


Рис. 3.6. Залежність коефіцієнта тертя $K_{тер}$ від швидкості обертання ротора V для гранульованих полімерів різних типів: 1 – поліетилен; 2 – СЕВА; 3 – полістирол

З рис. 3.6 видно, що отримані залежності для різних типів гранул різняться: коефіцієнти тертя для поліетилену та полістиролу майже не залежить від зміни частоти обертання ротора V ; коефіцієнт тертя СЕВА зростає зі збільшенням V за степеневою залежністю.

Використовуючи рівняння регресії, отримані методом повного факторного експерименту, було побудовано графічні залежності коефіцієнтів тертя (рис. 3.7–3.9) для гранульованого полістиролу з використанням лінійної апроксимації.

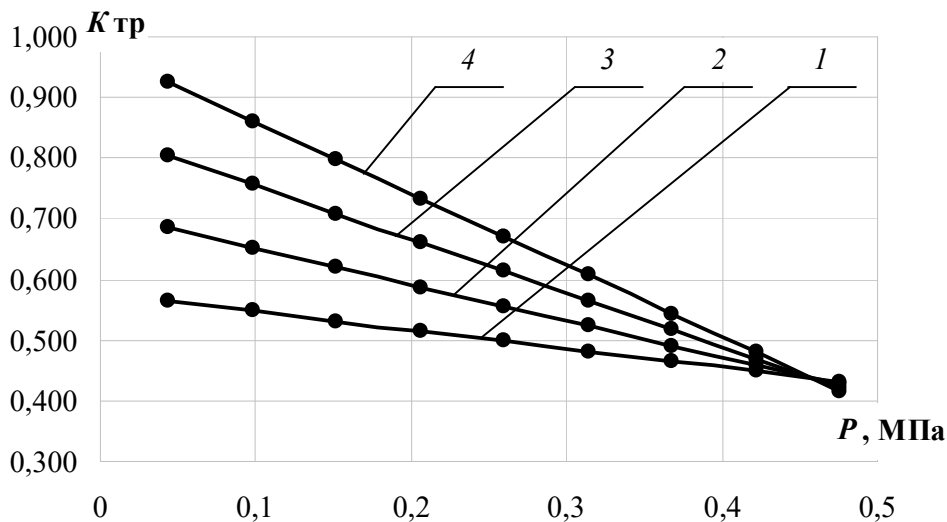


Рис. 3.7. Залежність коефіцієнта тертя від тиску для різних температур: 1 – 20 °C; 2 – 40 °C; 3 – 60 °C; 4 – 80 °C

На рис. 3.7 наведено залежності коефіцієнта тертя від тиску для різних температур. З них видно, що зміна температури змінює характер спадної залежності, з підвищенням тиску коефіцієнт тертя спадає. Більш стрімке зниження коефіцієнта тертя за вищої температури можна пояснити швидшим розм'якшенням поверхонь гранул полістиролу, що призводить до їх руйнування на границях тертя з утворенням дрібної фракції.

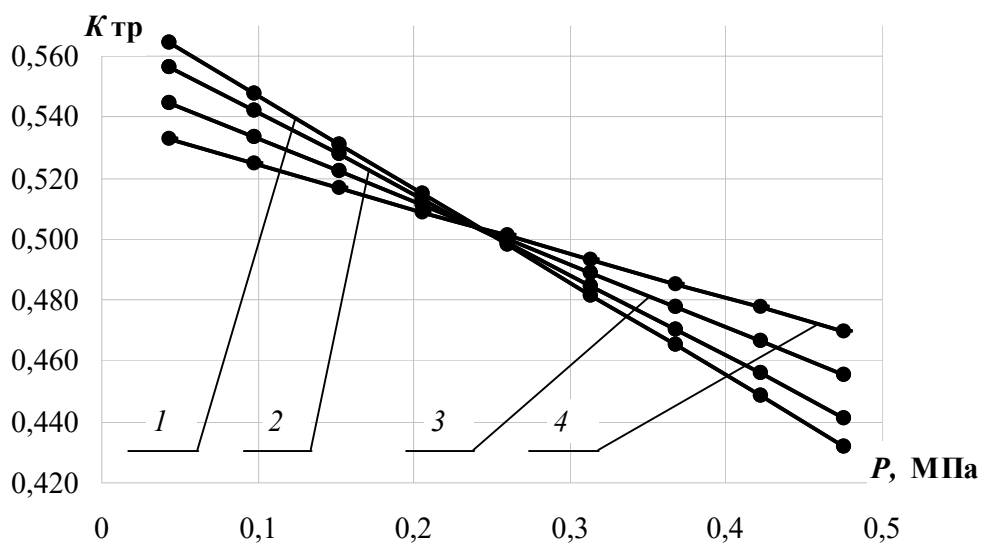


Рис. 3.8. Залежність коефіцієнта тертя від тиску для різних швидкостей: 1 – 0,176 м/с; 2 – 0,244 м/с; 3 – 0,346 м/с; 4 – 0,448 м/с

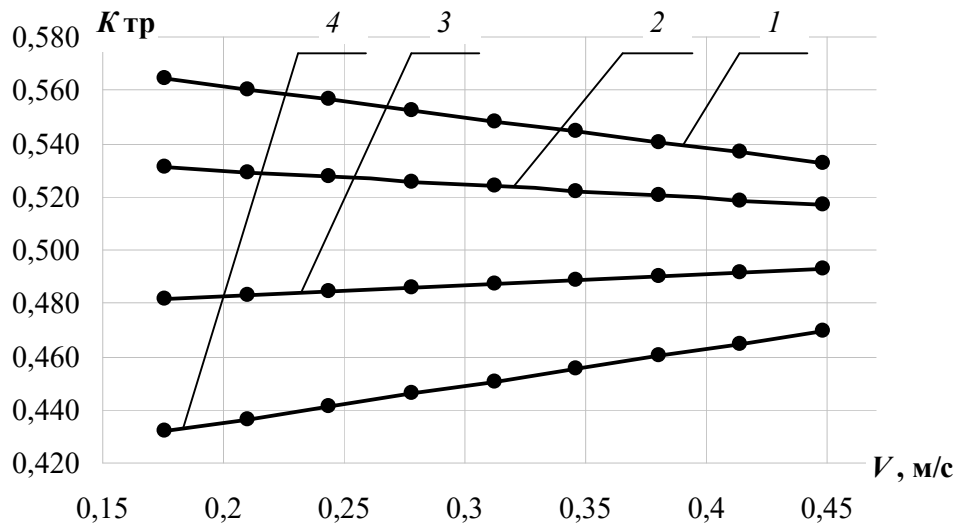
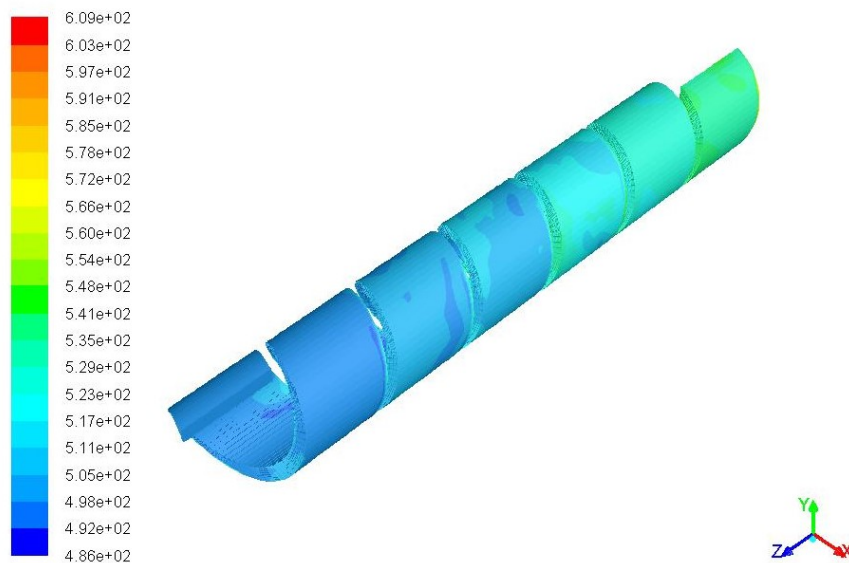


Рис. 3.9. Залежність коефіцієнта тертя від швидкості для різного тиску:
 1 – 0,044 МПа; 2 – 0,152 МПа; 3 – 0,314 МПа; 4 – 0,476 Мпа

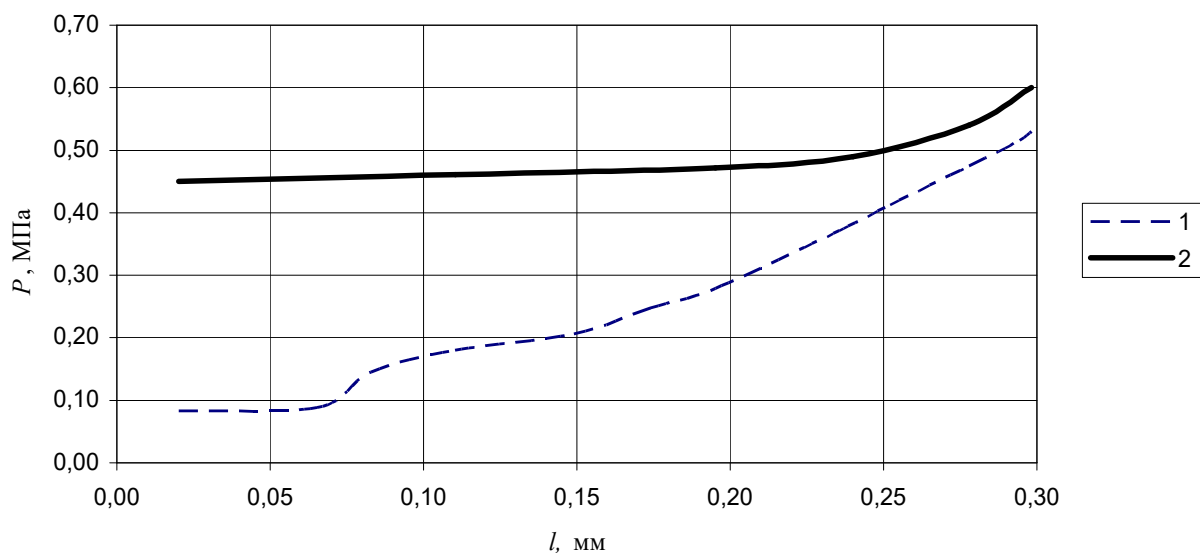
Результати досліджень показують зниження коефіцієнта тертя від тиску, а також те, що за невеликого тиску зі збільшенням швидкості зменшується коефіцієнт тертя (рис. 3.8–3.9). Це можна пояснити зменшенням міцності під час зсуву через розм'якшення поверхневого шару зі збільшенням навантаження. Однак збільшення тиску та швидкості водночас сприяє збільшенню коефіцієнта тертя, що можна пояснити дисипацією теплової енергії, яка нагріває поверхні тертя, розм'якшує гранули полістиролу і збільшує зчеплення між ними.

Було проведено моделювання руху матеріалу в системі Ansys Fluent з урахуванням отриманих залежностей коефіцієнта тертя для умов, аналогічних наведеним для рис. 1.13,а, крива 2: діаметр черв'яка 63 мм, перероблюваний матеріал – поліетилен низької густини. Значення тиску на виході із зони задавалось рівним 0,5 МПа, продуктивність $G=150$ кг/год, частота обертання черв'яка $n=150$ хв⁻¹. Результати моделювання наближаються до розрахункових за даними праці [38] лише в кінці зони живлення (рис. 3.10).



а

Рис. 3.10. Результати моделювання тиску у зоні живлення: а – об'ємне поле розподілу тиску



б

Рис. 3.10. Закінчення: б – графік тиску по довжині;
1 – за даними [38]; 2 – за результатами даної роботи

Як видно з проведених досліджень, поведінка гранульованих матеріалів в багатьох випадках не підкорюється закономірностям для суцільних середовищ. Тому в разі проведення моделювань на математичній базі для суцільних середовищ вони можуть показувати не зовсім коректні результати.

3.2. Моделювання процесу плавлення термопластичних матеріалів

3.2.1. Перевірка адекватності математичної моделі плавлення

З метою перевірки достовірності математичних моделей у неізотермічній постановці було розглянуто задачі, які мають як аналітичні рішення, так і експериментальні дані. Задача полягає в тому, що в циліндричний канал круглого перерізу радіусом R з певною швидкістю V нагнітається розплав полімеру (поліетилену ПЕ-2040ЕК). Визначалось аналітичним розрахунком та моделюванням, яка кількість теплоти виділиться при проходженні розплавом полімеру каналу довжини L . Розрахункову схему течії полімеру в каналі наведено на рис. 3.11.

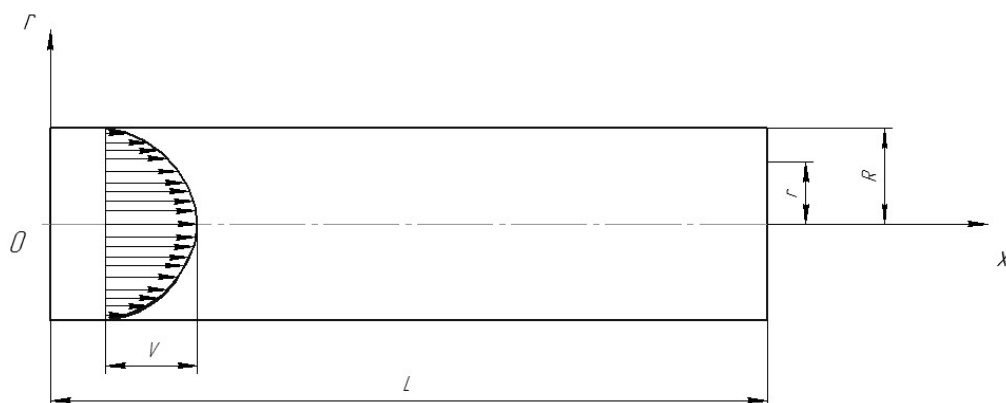


Рис. 3.11. Розрахункова схема течії полімеру в каналі круглого перерізу

Припустімо, що по вказаному каналу ламінарно рухається розплав полімеру з температурою, відмінною від температури поверхні його стінки. У результаті теплової взаємодії потоку зі стінкою виникає шар полімеру зміненої температури, товщина якого в міру видалення від вхідного перерізу каналу буде поступово збільшуватися. На певній відстані від входу в канал тепловий приграничний шар змикається в середині потоку. Вказана відстань називається ділянкою теплової стабілізації. На ній відбувається формування профілю температури. За ділянкою теплової стабілізації течія стабільна в тепловому відношенні. При цьому профілі температури продовжують змінюватися, залишаючись подібними самі собі. Профілі швидкості під час течії, що стабілізувалася, в гідродинамічному відношенні не змінюються.

Задача про інтенсивність теплообміну в області теплової стабілізації за цілої низки передумов, що спрощують, вирішена аналітично в 1883 р. Гретцем і в 1910 р. Нуссельтом.

Розв'язок цієї задачі отримувався за умови, що в канал надходить незбурений потік з температурою T_0 (рис. 3.12). Температура поверхні каналу постійна ($T_0 = \text{const}$). Під час руху в каналі відбувається нагрівання потоку ($T_0 < T_w$). Оскільки на поверхні дотику полімер–стінка реалізується умова прилипання, то швидкість полімеру на стінці дорівнює нулю: $V=0$.

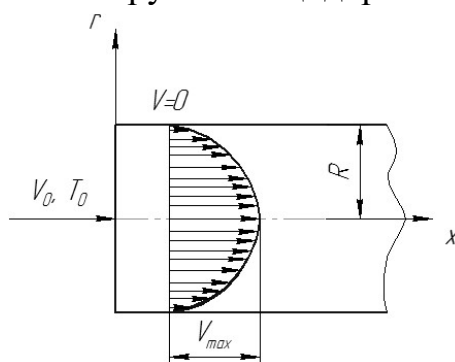


Рис. 3.12. Розподіл швидкості руху полімеру в каналі круглого перерізу

На ділянці течії, що стабілізувалася в тепловому й гідродинамічному відношенні, виникають профілі температури й швидкості [13].

Оскільки швидкість по товщині змінюється за параболічним законом, то

$$V = \frac{R^2 - r^2}{R^2} V_{\max}, \quad (3.1)$$

де R – зовнішній радіус труби; r – радіус рухомого шару полімеру; V_{\max} – максимальна швидкість течії полімеру в трубі.

Швидкість деформації зсуву

$$e = - \frac{r}{R^2} V_{\max}. \quad (3.2)$$

Оскільки швидкість зсуву є першою похідною від швидкості, то її вираз має вигляд

$$g = \frac{dV}{dr} = - \frac{2r}{R^2} V_{\max} \quad (3.3)$$

Витрати полімеру

$$Q = \frac{pR^2}{2} V_{\max}, \quad (3.4)$$

тоді максимальна швидкість

$$V_{\max} = \frac{2Q}{pR^2}. \quad (3.5)$$

Підставляючи вираз (3.5) у (3.3) визначимо швидкість зсуву

$$g = - \frac{4r}{pR^4} Q \quad (3.6)$$

Напруження, що виникають в розплаві

$$s = mg = - \frac{4mr}{pR^4} Q. \quad (3.7)$$

Максимальна швидкість зсуву при $R=r$

$$g_{\max} = \frac{4Q}{pR^3}. \quad (3.8)$$

Питома потужність енергії дисипації має вигляд

$$q = s g.$$

Виконавши перетворення, отримаємо рівняння енергії дисипації:

$$q = s g = mg^2 = m \frac{4r^2}{R^4} V_{\max}^2 = m \frac{16r^2}{p^2 R^8} Q^2. \quad (3.9)$$

З іншого боку, у адіабатичному процесі енергія виділення теплоти визначається як

$$q = C_p r D T = C_p r (T_2 - T_1), \quad (3.10)$$

де C_p – питома теплоємність, T_1, T_2 – температура на вході та на виході відповідно.

Для кожного шару швидкість руху має вигляд

$$V = \frac{2(R^2 - r^2)}{pR^4} Q \quad (3.11)$$

З припущення, що температура розплаву полімеру збільшується по довжині за лінійним законом, тобто $C_p r \frac{T}{z} V = q$, витікає

$$T_2 = \frac{q}{C_p r V} z + T_1, \quad (3.12)$$

де z – номер шару розплаву полімеру.

Із врахуванням швидкості руху кожного шару полімеру, отримуємо розподіл температури пошарово:

$$T_2 = T_1 + \frac{8mQr^2z}{\rho R^4 (R^2 - r^2) C_p r} \quad (3.13)$$

Дані для аналітичного й числового розрахунку бралися ті самі (табл. 3.1).

Таблиця 3.1. Дані для розрахунку

| | |
|--|---------------------|
| Зовнішній радіус R , мм | 25 |
| Довжина L , мм | 150 |
| Максимальна швидкість V_{max} , мм/с | 30 |
| В'язкість розплаву, Па·с | $1,5 \cdot 10^{-3}$ |
| Густина ρ , кг/м ³ | 820 |
| Питома теплоємність C_p , Дж/(кг·К) | 2509 |
| Коефіцієнт теплопровідності λ , Вт/(м ² ·К) | 0,25 |
| Витрата полімеру Q , кг/с | 0,1 |

Реологічні та теплофізичні властивості поліетилену приймаються за температури розплаву $T=180$ °С.

Для створення розрахункової схеми в числовому розрахунку, канал розбивається на скінченні елементи, вводяться фізичні параметри та граничні умови. Розрахункову схему в системі ANSYS наведено на рис. 3.13.

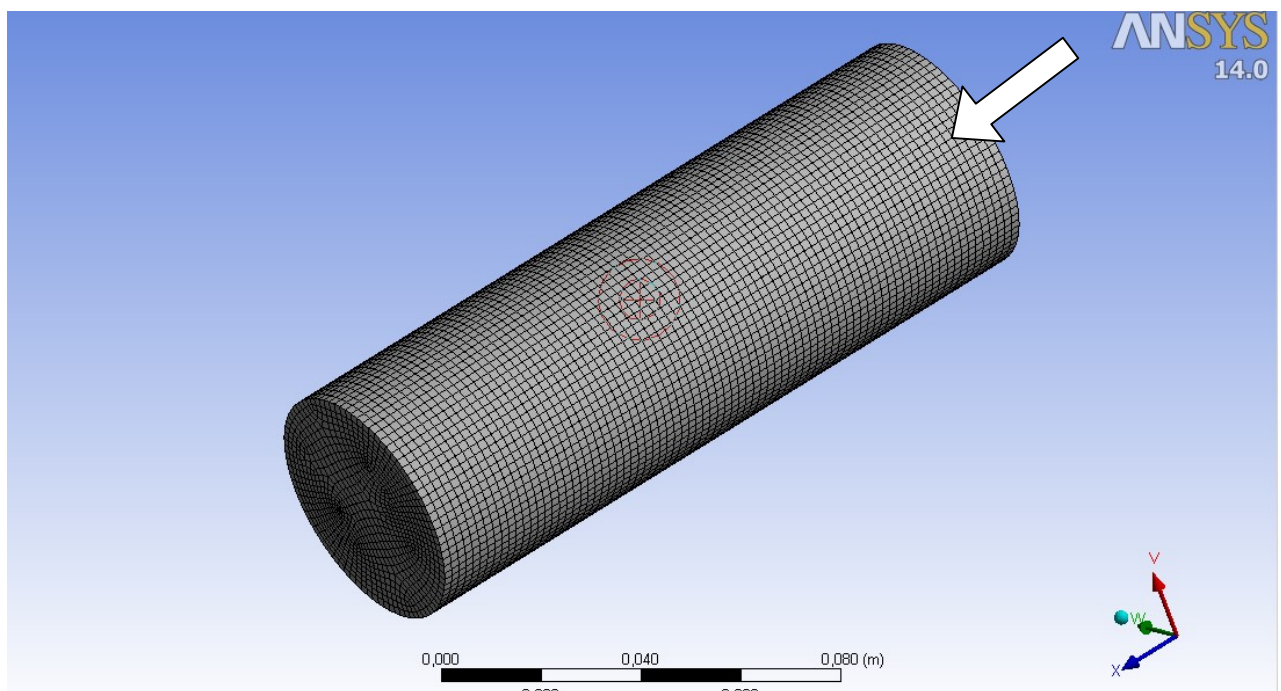


Рис. 3.13. Схема розбивки каналу для числового розрахунку

Швидкість на вході в канал задається за параболічним законом, з максимальною швидкістю в центрі $V_{max}=30$ мм/с. Проводилася серія експериментів, в яких змінювався коефіцієнт теплопровідності λ . Відносна температура на вході складала 0 °С. Теплообмін завдавався з врахуванням теплоізоляції (адіабатичний режим), тобто вся енергія, яка перетворювалася з механічної на теплову,

крізь стінки не видалялася, коефіцієнт теплообміну з навколишнім середовищем дорівнював нулю.

Після проведення серії числових експериментів отримали результат розподілу температури по перерізу потоку полімеру на виході з каналу. Їх співставлення з результатом аналітичного розрахунку показало, що значення розподілу температури на виході з каналу збігаються за коефіцієнта теплопровідності $\lambda=0$ Вт/(м·К), що зумовлено тим, що в аналітичному методі коефіцієнт теплопровідності не враховується. Графік температури по радіусу наведено на рис. 3.14.

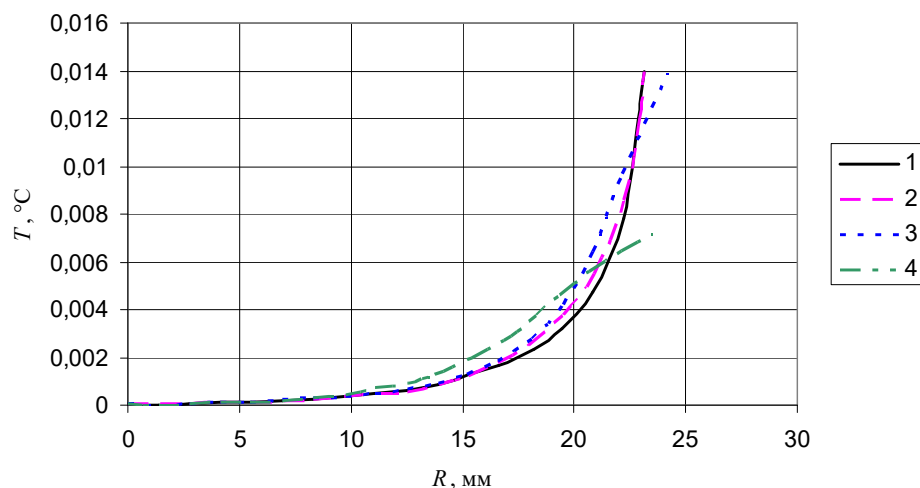


Рис. 3.14. Розподіл температур розплаву полімеру по радіусу R на виході з каналу за різних значень теплопровідності: 1 – крива, отримана аналітичним методом, $\lambda = 0$ Вт/(м·К); 2 – $\lambda = 2,5 \cdot 10^{-5}$ Вт/(м·К); 3 – $\lambda = 0,25$ Вт/(м·К); 4 – $\lambda = 2,5$ Вт/(м·К)

З наведених на рис. 3.14 залежностей видно, що збільшення коефіцієнта теплопровідності λ впливає на розподіл температур. За менших значень λ , тобто $\lambda < 2,5$ Вт/(м·К), розподіл температур до середини радіуса майже однаковий, а потім виникають деякі розбіжності. При реальному значенні $\lambda = 0,25$ Вт/(м·К) крива розподілу 3 вже не збігається з кривою, яка отримана аналітичним методом, що свідчить про те, що в аналітичному методі зовсім не враховується коефіцієнт λ . За ще більших значень λ розподіл температур відбувається майже по прямій лінії (крива 4). Також з графіків можна побачити, що зі збільшенням λ різниця температури між центром каналу та його максимальним радіусом стає меншою, тобто відбувається теплопередача між шарами.

У реальних процесах течії розплавів полімерів в екструзійному обладнанні, виділення енергії дисипації є суттєвим чинником впливу на процес переробки полімерів. З метою підтримання заданого температурного режиму зони, в яких відбувається течія полімеру у в'язкому стані, потрібно термостабілізувати, інакше можливе значне зростання температури полімерів за рахунок дисипації, що може призвести до їх температурної деструкції. З метою вивчення впливу дисипативної складової на розподіл температур у полімері, були проведені числові експерименти. У першому завдавались термостатичні умови, тобто на поверхні досліджуваного каналу вводилась відносна температура $0,08$ °С. У другому – адіабатичні умови, тобто канал вважався теплоізольованим.

Результати числових експериментів наведено на рис. 3.15, з якого видно, що для розплаву полімеру з коефіцієнтом теплопровідності $\lambda=0,25$ Вт/(м·К) температура на зовнішньому радіусі за адіабатичних умов більша, ніж задана температура за термостатичних умов, однак на кривій 2 спостерігається локальний максимум температури поблизу стінки.

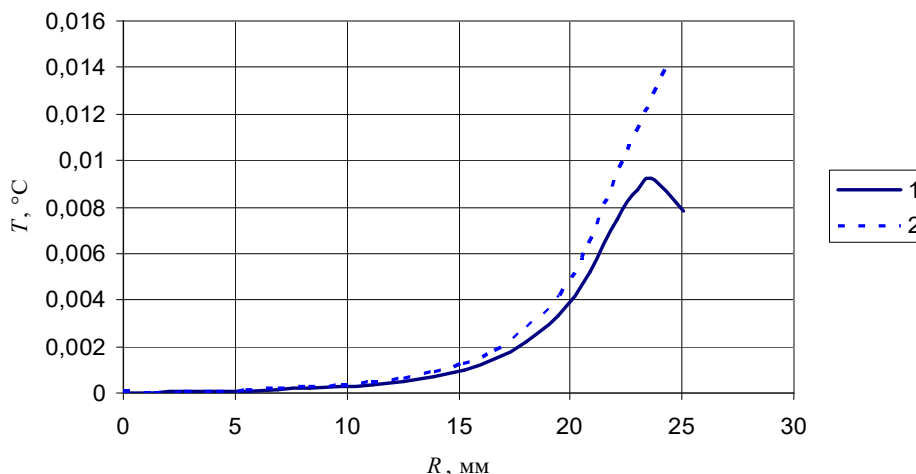


Рис. 3.15. Розподіл температур по радіусу в каналі циліндричного перерізу:
 1 – крива розподілу з врахуванням термостатичних умов;
 2 – крива розподілу з врахуванням адіабатичних умов

Для порівняльного аналізу впливу теплопровідності і умов теплообміну зі стінкою каналу досліджено залежності розподілу температури розплаву по радіусу за різних умов. Результати числових експериментів наведено на рис. 3.16. З них витікає, що коефіцієнт теплопровідності та умови теплообміну мають суттєвий вплив на розподіл температур на виході із каналу.

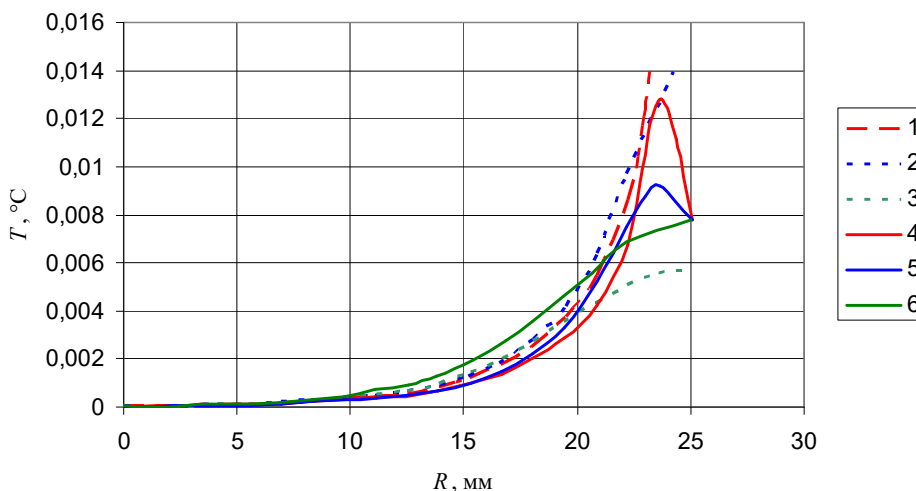


Рис. 3.16. Криві розподілу температури за різних коефіцієнтів теплопровідності:
 1, 4 – $\lambda = 2,5 \cdot 10^{-5}$ Вт/(м·К); 2, 5 – $\lambda = 0,25$ Вт/(м·К); 3, 6 – $\lambda = 2,5$ Вт/(м·К).
 (штрихові лінії для задач з адіабатичними умовами, суцільні – з термостатичними)

З рис. 3.16 видно, що за малих значень коефіцієнта теплопровідності температура в розплаві поблизу осі дорівнює початковій температурі розплаву. Зі збільшенням коефіцієнта теплопровідності температура в розплаві біля центру каналу за рахунок теплопередачі збільшується, а максимум поблизу

стілки зникає. У реальних полімерах теплота від стінки каналу до центру передається слабо. Лише за рахунок конвективного теплообміну та дисипативної складової температура розплаву починає збільшуватись, як видно з кривих 2 і 5.

Отримані результати числових досліджень якісно та кількісно збігаються з експериментальними даними, отже вони надають адекватні результати при моделюванні течії розплаву полімеру та дослідженні розподілу температури в ньому. Водночас, вони уточнюють дані аналітичних розрахунків, які не повною мірою враховують умови теплообміну та явище дисипації. Дійсні умови переробки є політропічними, але ближчими до термостатичних, оскільки на стінках технологічного обладнання підтримується задана температура. Таким чином, розроблені модель та методику моделювання можна використовувати для числових розрахунків неізотермічної течії полімеру в каналах складного конструктивного оформлення.

3.2.2. Моделювання процесу плавлення полімеру

3.2.1.1. Вибір реологічної моделі для числового дослідження процесу плавлення полімеру в черв'ячному екструдері

Для опису стану розплавів полімерів застосовують такі основні реологічні закони [156]:

– степеневий закон

$$\mu = K(\lambda\dot{\gamma})^{n-1},$$

де μ – в'язкість розплаву полімеру; K – коефіцієнт консистенції; λ – час релаксації; $\dot{\gamma}$ – швидкість зсуву; n – степеневий індекс;

– закон Бьорд–Карро (Bird–Carreau)

$$\mu = \mu_{\infty} + (\mu_0 - \mu_{\infty}) \left(1 + \lambda^2 \dot{\gamma}^2\right)^{\frac{n-1}{2}},$$

де μ_{∞} – в'язкість розплаву полімеру при максимальній швидкості зсуву; μ_0 – в'язкість розплаву полімеру за мінімальної швидкості зсуву;

– закон Кросса

$$\mu = \frac{\mu_0}{1 + (\lambda\dot{\gamma})^m} \quad (3.14)$$

де $m = n - 1$;

– модифікований закон Кросса:

$$\mu = \frac{\mu_0}{(1 + \lambda\dot{\gamma})^m},$$

– закон Карро–Ясуда (Carreau–Yasuda)

$$\mu = \mu_{\infty} + (\mu_0 - \mu_{\infty}) \left(1 + (\lambda\dot{\gamma})^a\right)^{\frac{n-1}{a}},$$

де a – параметр, що показує перехід похилої ділянки на кривій у ділянку степеневій залежності.

Результати порівняння різних законів в'язкості з експериментальними даними [157] для поліетилену марки 20806-010 наведено на рис. 3.17.

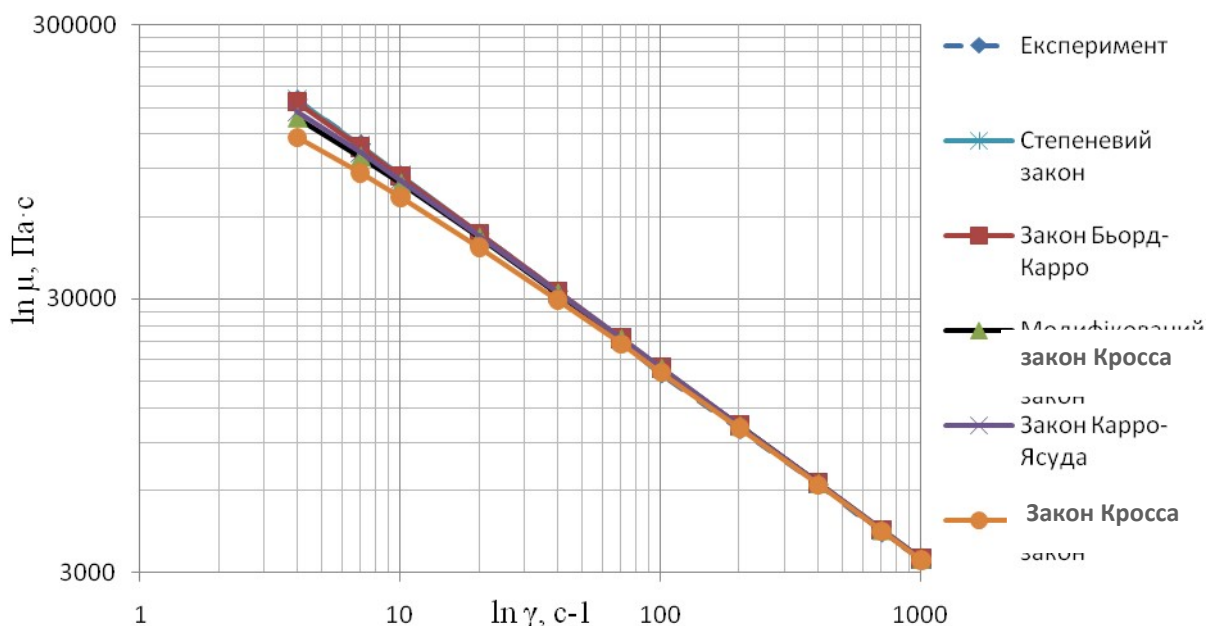


Рис. 3.17. Залежність в'язкості розплаву від швидкості зсуву в різних реологічних рівняннях

З графіка видно, що розподіл значень в'язкості майже однаковий за значень швидкості зсуву більших 200 с^{-1} . У процесі екструзії значення швидкостей зсуву сягають приблизно $100\text{--}500 \text{ с}^{-1}$ і, з графіка на рис. 3.17 можна зробити висновок, що для цього типу полімеру степеневий закон забезпечує найкращий збіг з експериментальними даними. За малих швидкостей зсуву величина в'язкості, розрахована з використанням різних реологічних законів, коливається в межах 25 %. Для тих полімерів, в яких залежність в'язкості від швидкості зсуву не є степеневою, можна використовувати такі закони, як Кросса і Карро–Ясуда.

За умови неізотермічної течії полімеру важливим чинником впливу на в'язкість розплаву, крім швидкості зсуву, є температура. Тоді в'язкість розплаву буде розраховуватись за залежністю

$$\mu = H(T)\mu_0(\dot{\gamma}), \quad (3.14)$$

де $H(T)$ – закон залежності в'язкості від температури, $\mu_0(\dot{\gamma})$ – в'язкість розплаву за початкової температури і відомої швидкості зсуву.

Розглянемо найбільш поширені закони залежності в'язкості від температури:

– закон Арреніуса

$$H(t) = \exp\left[\alpha\left(\frac{1}{T - T_0} - \frac{1}{T_\alpha - T_0}\right)\right] \quad (3.15)$$

де α – коефіцієнт, що дорівнює відношенню енергії активації до термодинамічної константи; T_α – температура склування, за якої $H(T) = 1$; T_0 – точка відліку температур, $T_0 = 0$ °С; T – розрахункова температура.

Не усі полімери підкоряються строго виразу (3.14), оскільки зі зміною температури змінюється в'язкість, а зі зміною в'язкості змінюється в свою чергу розподіл швидкостей зсуву, тому

$$\mu = H(T)\mu_0(H(T)\dot{\gamma}); \quad (3.16)$$

– закон апроксимації Арреніуса

$$H(T) = \exp[\alpha(T - T_\alpha)]. \quad (3.17)$$

Залежність (3.17) можна використовувати, коли різниця температур сягає

$$(T - T_\alpha) = (10 - 15) \text{ °С};$$

– закон Уільямса–Лендела–Феррі:

$$\ln(H(T)) = \frac{C_1(T_r - T_\alpha)}{C_2 + T_r - T_\alpha} - \frac{C_1(T - T_\alpha)}{C_2 + T - T_\alpha},$$

де $C_1 = -8,86$; $C_2 = 101,6$ – константи. Якщо T_α перевищує температуру склування більш, ніж на 43°С, тоді $C_1 = -17,44$; $C_2 = 51,6$.

З проведених досліджень витікає, що закони Арреніуса та Уільямса–Лендела–Феррі дають можливість апроксимувати значення в'язкості по температурі зі значеннями, найближчими до експериментальних даних.

3.2.1.2. Моделювання процесу плавлення в каналі прямокутного перерізу

Плавлення в каналі подібного типу розглядається в разі розглядання розгортки каналу черв'яка та оберненої схеми руху. За використання прямокутного перерізу каналу досліджувався вплив таких параметрів:

- 1) швидкість на верхній стінці (по нормалі до швидкості на вході) – V_c ;
- 2) швидкість подачі полімеру – V_n ;
- 3) температура на верхній стінці – T_g ;
- 4) температура на нижній та бокових стінках – T_n .

Розподіл в'язкостей розплаву полімеру у прямокутному каналі при технологічних параметрах $V_c = 0,18$ м/с, $V_n = 0,05$ м/с, $T_g = 160$ 8С, $T_n = 80$ 8С наведено на рис. 3.18.

Значення з низькою в'язкістю відповідають області розплаву, а з високою – області твердої пробки.

Для виявлення впливу технологічних параметрів на процес плавлення в каналі прямокутного перерізу було проведено низку дослідів.

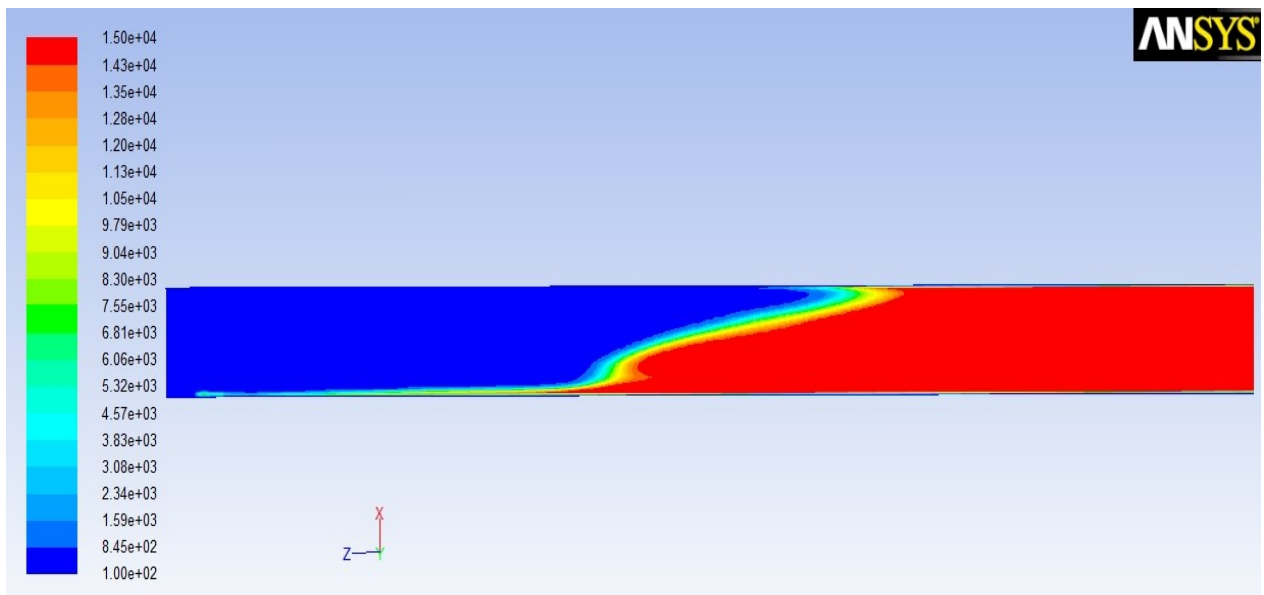


Рис. 3.18. Розподіл в'язкостей полімеру у прямокутному каналі

На рис. 3.19 наведено вплив швидкості верхньої стінки на довжину зони плавлення за таких параметрів: $V_n=0,1$ м/с, $T_g=180$ 8С, $T_n=90$ 8С.

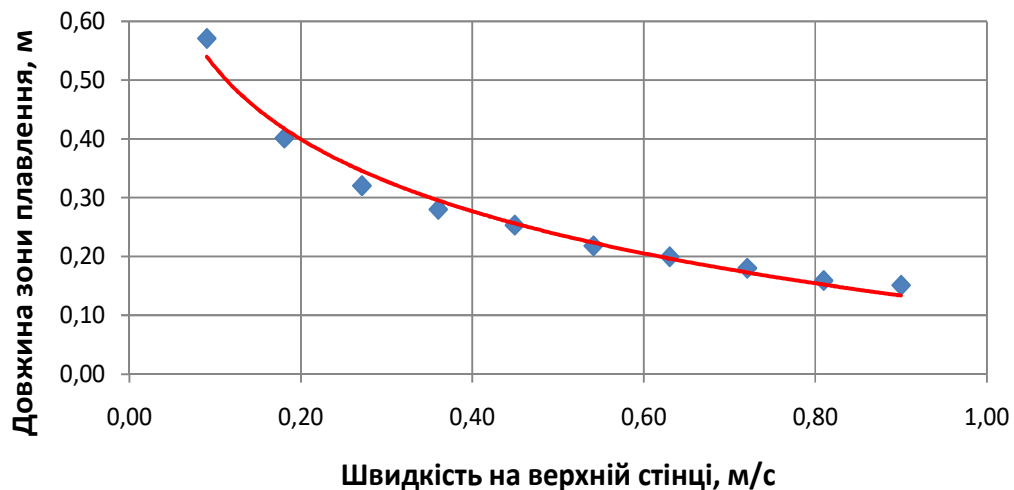


Рис. 3.19. Залежність довжини зони плавлення від швидкості верхньої стінки

У заданому діапазоні частот обертання шнека (лінійна швидкість 0,09–0,9 м/с) залежність можна вважати логарифмічною, яку з величиною достовірності 0,98 можна апроксимувати залежністю

$$L = -0,177 \ln(V_c) + 0,1149.$$

На рис. 3.20 наведено вплив швидкості подачі полімеру на довжину зони плавлення за таких параметрів: $V_c=0,18$ м/с, $T_g=180$ 8С, $T_n=90$ 8С.

У заданому діапазоні швидкостей подачі полімеру у зону плавлення (0,05–0,25 м/с) залежність можна вважати лінійною та з величиною достовірності 0,999 апроксимувати формулою

$$L = 2,4561V_n + 0,1272.$$

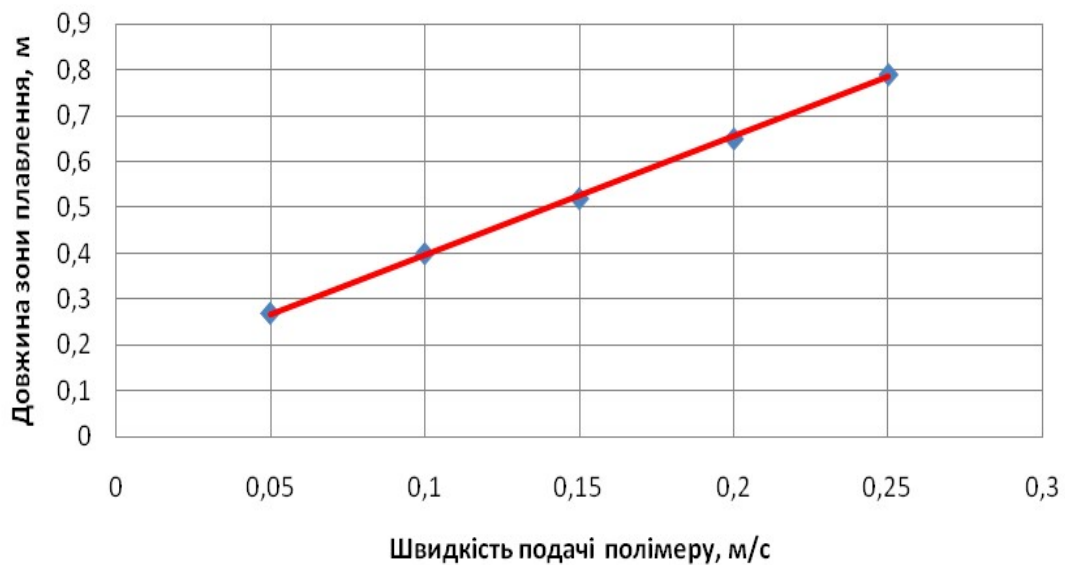


Рис. 3.20. Залежність довжини зони плавлення від швидкості подачі

На рис. 3.21 наведено вплив температури верхньої стінки на довжину зони плавлення за таких параметрів: $V_c=0,18$ м/с, $V_n=0,15$ м/с, $T_n=90$ 8С.

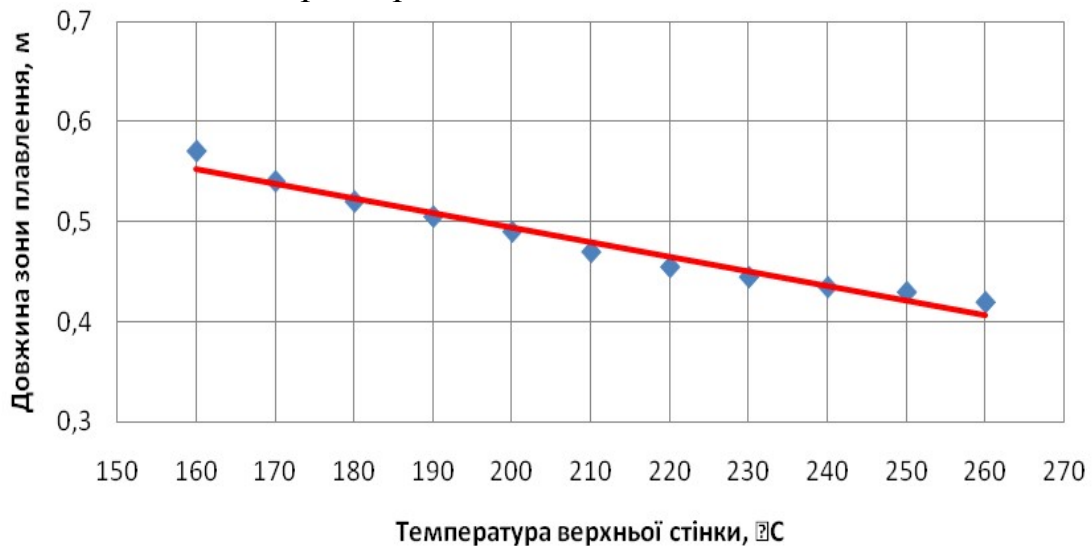


Рис. 3.21. Залежність довжини зони плавлення від температури верхньої стінки

У заданому діапазоні температур верхньої стінки (160–260 °С) залежність можна вважати лінійною та з величиною достовірності апроксимації 0,966 апроксимувати формулою

$$L = 1,63T_n - 0,494.$$

На рис. 3.22 наведено вплив температури нижньої та бокових стінок на довжину зони плавлення за таких параметрів: $V_c=0,18$ м/с, $V_n=0,1$ м/с, $T_6=180$ °С.

У заданому діапазоні температур нижньої та бокових стінок (80–120 °С) залежність можна вважати лінійною та з величиною достовірності 0,994 апроксимувати формулою

$$L = 1,506T_n - 0,352.$$

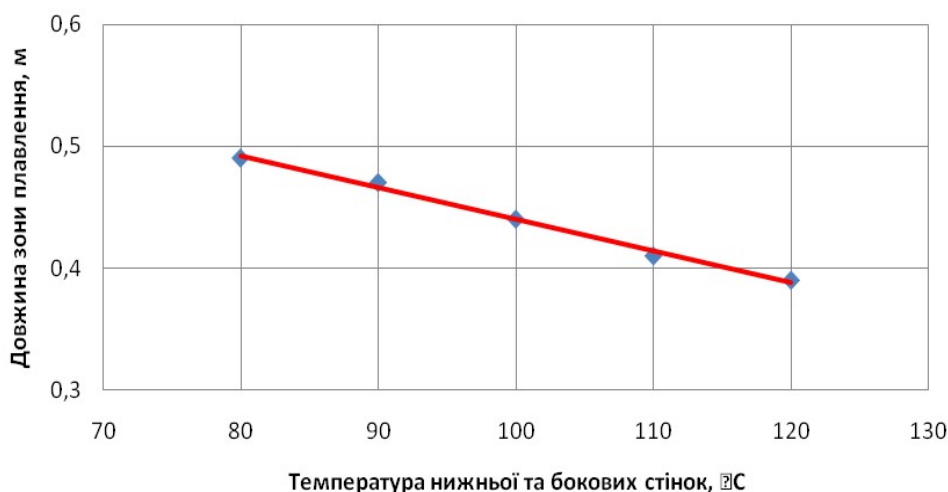


Рис. 3.24. Залежність довжини зони плавлення від температури нижньої стінки

Таким чином, залежність впливу швидкості подачі та температур на швидкість процесу плавлення можна вважати лінійною, а швидкості руху стінки – логарифмічною. Причому збільшення швидкостей подачі полімеру збільшує довжину зони плавлення, а збільшення швидкості руху стінки та температур різних контактних поверхонь – зменшує її.

3.2.1.3. Моделювання процесу плавлення полімеру в черв'ячному каналі постійної геометрії

Внутрішній діаметр екструдера в зоні плавлення приймаємо рівним 90 мм, діаметр осердя черв'яка – 63 мм, крок гвинтової нарізки – 90 мм, товщину гребеня черв'яка (в поздовжньому перетині) – 9 мм. Тоді канал черв'яка в поздовжньому перетині має форму прямокутника зі сторонами 81 мм і 13,5 мм.

На базі попередніх числових розрахунків виявлено, що основні процеси плавлення для прийнятого варіанту геометрії каналу та фізико-механічних і теплофізичних характеристик матеріалу відбуваються в межах шести витків гвинтової нарізки. Загальний вигляд скінченноелементної моделі каналу екструдера в системі VESNA наведено на рис. 3.25. Подальші числові експерименти здійснювались саме з використанням цієї системи.

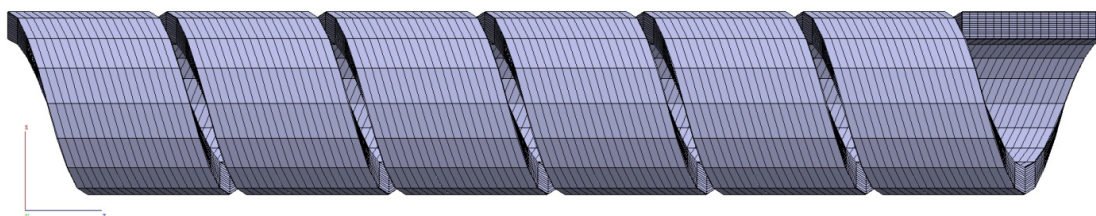


Рис. 3.25. Скінченноелементна модель каналу зони плавлення екструдера

Щодо властивостей матеріалу приймаємо, що в зоні плавлення пружними деформаціями пробки та розплаву можна знехтувати і враховувати тільки в'язкість матеріалу, причому в'язкість пробки беремо на два порядки більшою порівняно з розплавом, що забезпечує її незначну відносну деформативність. Залежність в'язкості розплаву та суміші розплаву з гранулами вважаємо функцією температури та швидкості деформацій зсуву за рис. 3.17.

Теплопровідність матеріалу прийнята сталою $\lambda=0,25$ Вт/(м·К), а об'ємна теплоємність – $C_V=2058$ Дж/(кг·К) для всіх температур, крім 115 °С, для якої $C_V=20600$ Дж/(кг·К). В інтервалах температур 110–114,9 °С та 115,1–120 °С, що відповідають діапазону плавлення гранул у суміші, значення теплоємності визначається інтерполяцією. Об'ємна частка твердої фракції в пробці складає $n_{тв}^0=0,8$.

На поверхнях контакту матеріалу з корпусом екструдера і черв'яком розташовані приграничні скінченні елементи, які призначені для врахування сил тертя. Систему координат зв'яжемо з черв'яком, так що відносно неї буде обертатись циліндричний корпус з швидкістю $n=60$ об/хв. Для моделювання руху матеріалу з об'ємною витратою $V=0,3$ м³/год в перерізі на початку каналу задані відповідні вимушені швидкості матеріалу.

Температура матеріалу на початку каналу зони плавлення прийнята рівною 90 °С. Температура на внутрішній поверхні корпусу й поверхні черв'яка фіксована й відповідає по лінійному закону вздовж осі обертання Z . Температура корпусу змінюється по Z від 90 °С до 215 °С, температура поверхні черв'яка – від 90 °С до 100 °С.

Зміна розподілу температур у вигляді ізополів у поздовжніх перерізах каналу зони плавлення екструдера приведена на рис. 3.27–3.30 відповідно до позначень на рис. 3.26.

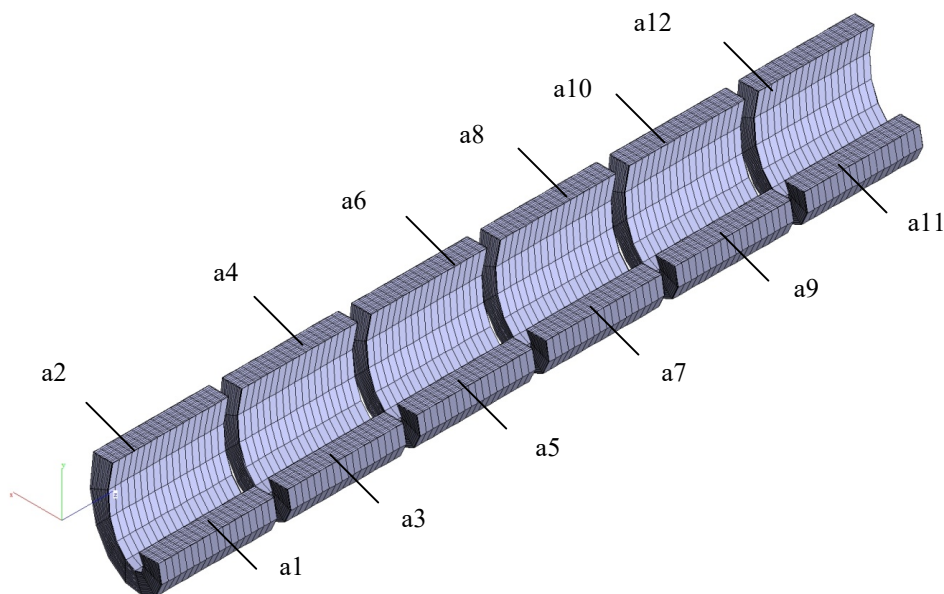


Рис. 3.26. Позначення перерізів на скінченноелементній моделі каналу екструдера

На початку зони плавлення (рис. 3.28, $a2$ – $a5$) температура змінюється досить повільно і в основному біля зовнішньої поверхні каналу. Це свідчить про те, що теплообмін в основному здійснюється за рахунок теплопровідності, яка для полімерів є низькою. Більш інтенсивно розігріваються шари полімеру біля поверхні корпусу і штовхальної стінки черв'яка за рахунок теплоти дисипації від тертя полімерної пробки по металевим поверхням. При наближенні до температури плавлення пробка розм'якшується і частково перетворюється на розплав, завдяки чому виділяється теплота дисипації й температура швидко зрос-

тає, особливо в зоні штовхальної поверхні черв'яка (рис. 3.29), де градієнти температури є максимальними. У кінці зони плавлення, коли пробка майже повністю розплавлена, зростання температури в основному обумовлено теплом дисипації, яке виділяється по всьому перерізу, внаслідок чого градієнти температури зменшуються, а температура стає більш рівномірною (рис. 3.30).

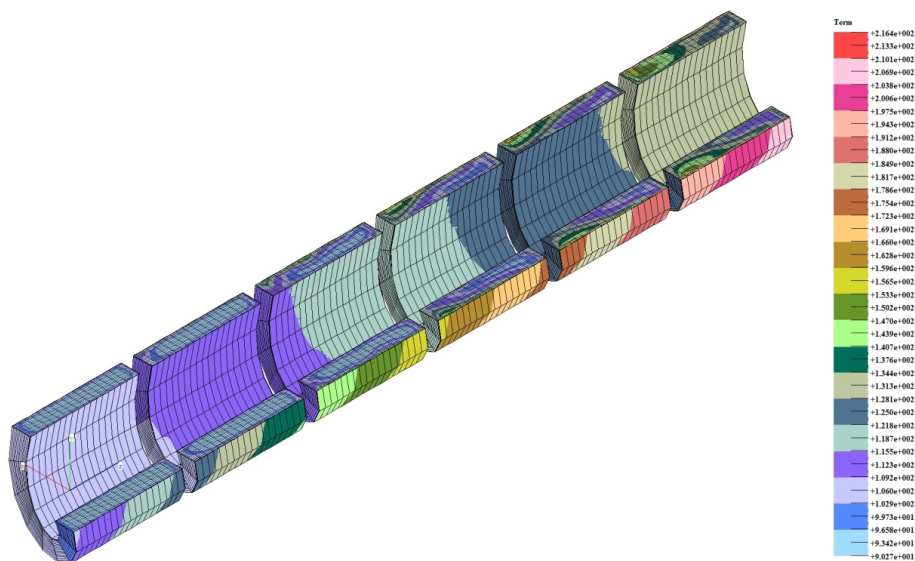


Рис. 3.27. Загальний вигляд розподілу температур в каналі екструдера в зоні плавлення

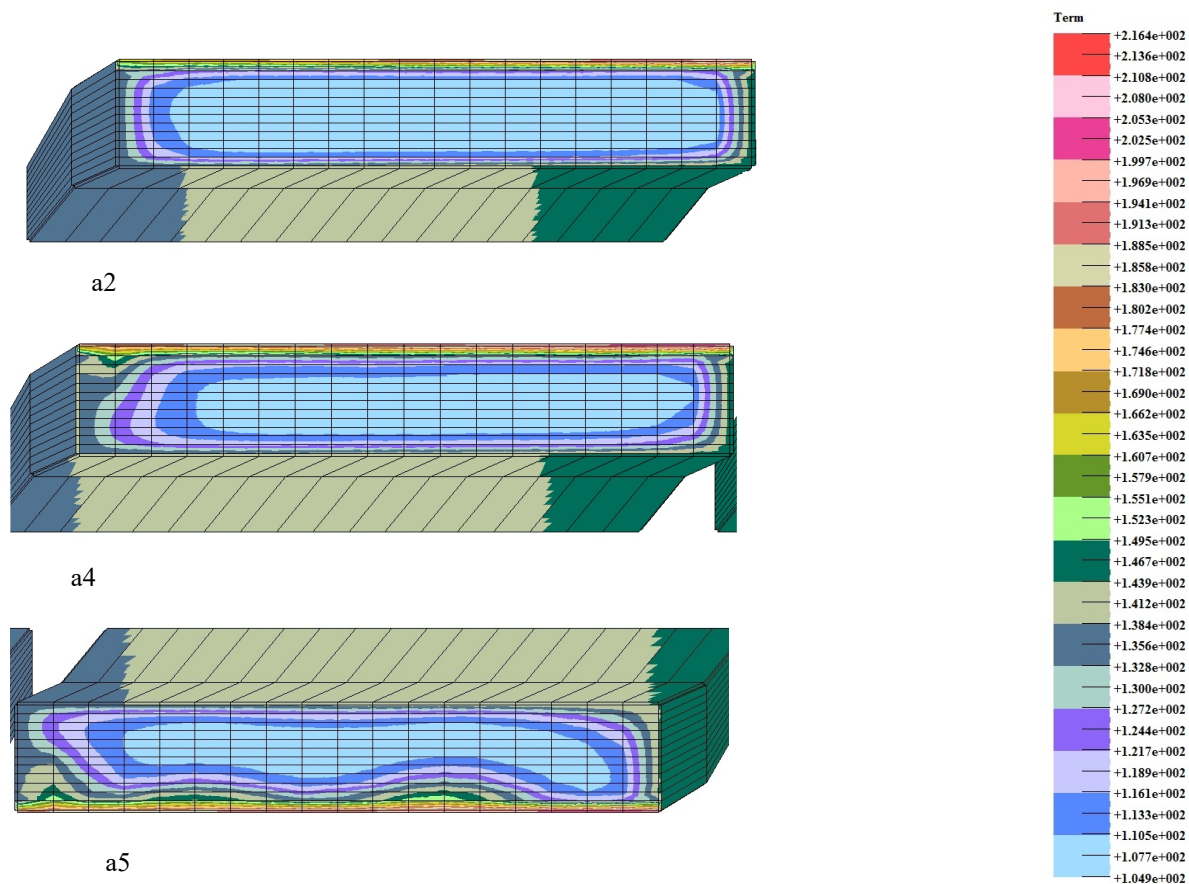
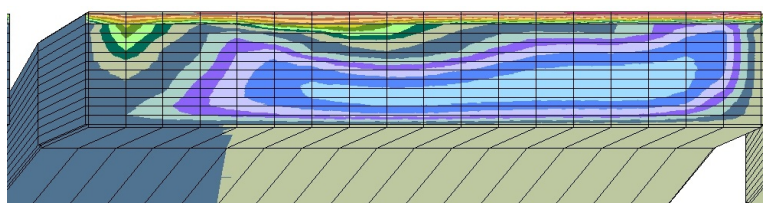
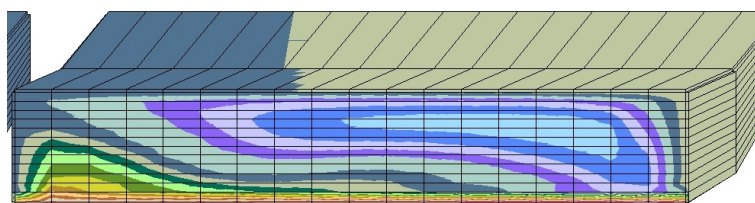


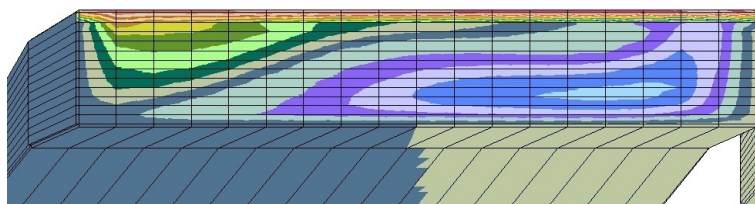
Рис. 3.28. Розподіл температур в перерізах каналу екструдера на початку зони плавлення



a6

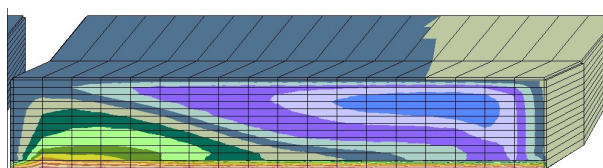


a7

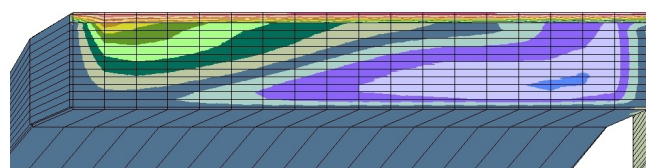


a8

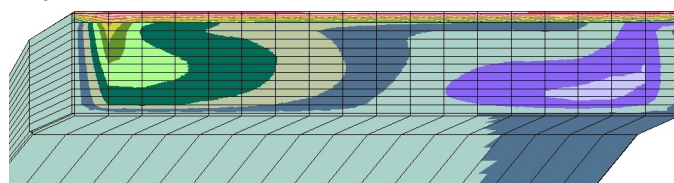
Рис. 3.29. Розподіл температур в перерізах каналу екструдера в середині зони плавлення



a9



a10



a12

Рис. 3.30. Розподіл температур в перерізах каналу екструдера в кінці зони плавлення

Результати числових експериментів з введенням різних теплофізичних і реологічних параметрів полімеру показують, що головну роль в розподілі температури в полімері відіграє теплота, обумовлена його тертям об стінки обладнання та енергією дисипації в'язкої деформації.

Форму пробки на різних дистанціях від початку зони плавлення, проведені по межах ізоліній температури текучості полімеру, наведено на рис. 3.31, з якого видно, що форма перерізу пробки за результатами моделювання значно відрізняються від прямокутних уже після 2-го витка.

Для визначення впливу конвекційної складової на процес плавлення полімеру в черв'ячному каналі екструдера були проаналізовані особливості розподілу швидкостей полімеру в різних перерізах каналу. Аналіз показав, що протягом всієї зони плавлення майже відсутній рух полімеру по висоті та по шири-

ні каналу. У поздовжньому русі матеріалу в каналі черв'яка спостерігається суттєва нерівномірність розподілу швидкостей в перерізах, особливо, коли об'єм розплавленої фази перевищує об'єм твердої пробки. На рис. 3.32 наведено ізополя колових швидкостей в перерізах, де почався процес руйнування пробки. Видно, що при збільшенні об'єму рідкої фази її швидкість відносно твердої пробки швидко збільшується (див. переріз 12), тобто наприкінці зони плавлення найбільша швидкість рідинної фази перевищує швидкість твердої фази майже у 20 разів.

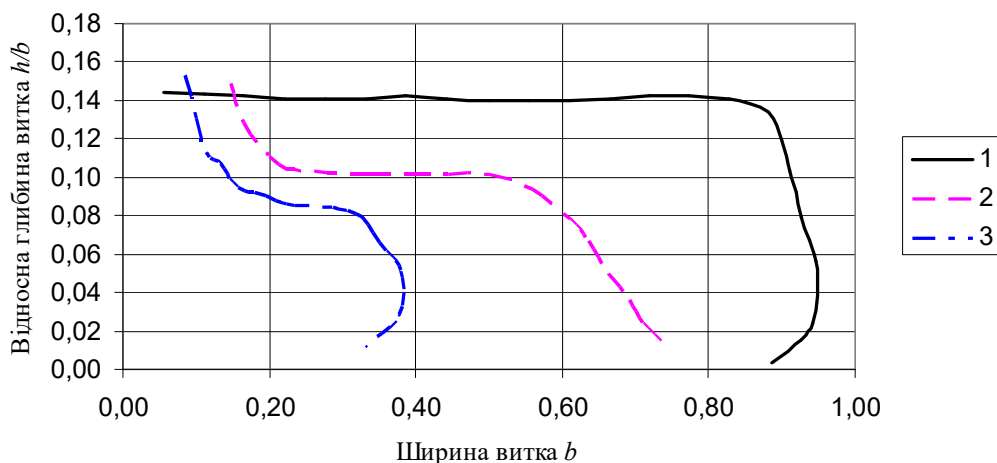


Рис. 3.31. Форма перерізу пробки на різних відстанях від початку зони плавлення:
 1 – у перерізі а2 (кінець 2-го витка); 2 – у перерізі а8 (кінець 4-го витка);
 3 – у перерізі а12 (кінець 6-го витка)

Під дією штовхальної стінки черв'яка розплав полімеру і суміш розплаву з залишками частинок твердої фази виштовхується вперед вздовж каналу, а тверда частина пробки, притиснена до поверхні осердя і пасивної стінки черв'яка, рухається з затримкою порівняно з середньою швидкістю полімеру і стискується в подовжньому напрямку.

Таким чином відбувається циркуляція розплаву в шарах полімеру, які примикають до поверхні корпусу й розташовані паралельно до неї. Це спричиняє конвективний теплообмін вздовж каналу черв'яка. Таке явище не враховується більшістю існуючих моделей процесу плавлення полімерів, проте також впливає на розподіл температур.

При розгляді плавлення полімеру його поведінка в твердому стані (пробки) моделювалася значним підвищенням в'язкості (в 10^3 разів). Це дає змогу прослідкувати за процесом плавлення за допомогою розподілу значень в'язкості полімеру в перерізах черв'ячного каналу (рис. 3.33).

На початку зони плавлення, коли температура пробки ще не досягла температури текучості, величина в'язкості по всьому перерізу відповідає твердій фракції. Із зростанням температури по довжині каналу відповідно до експериментальних даних шари полімеру біля поверхні корпусу починають плавитись (рис. 3.34,аб). Далі пробка полімеру в області штовхальної стінки черв'яка швидко розм'якшується по товщині каналу, руйнується й відповідно до значень в'язкості переходить до шару рідинної суміші залишків гранул та розплаву. За досягнення поверхні осердя черв'яка процес фазових перетворень у наступних

перерізах зміщується в бік пасивної стінки черв'яка, тверда частина пробки при цьому набуває перерізу клиноподібної форми, на відміну від класичної гіпотези (див. рис. 3.34,a10). За шаром суміші з розплаву і твердих частинок розташовується повністю розплавлений полімер, так що товщина шару суміші майже не змінюється.

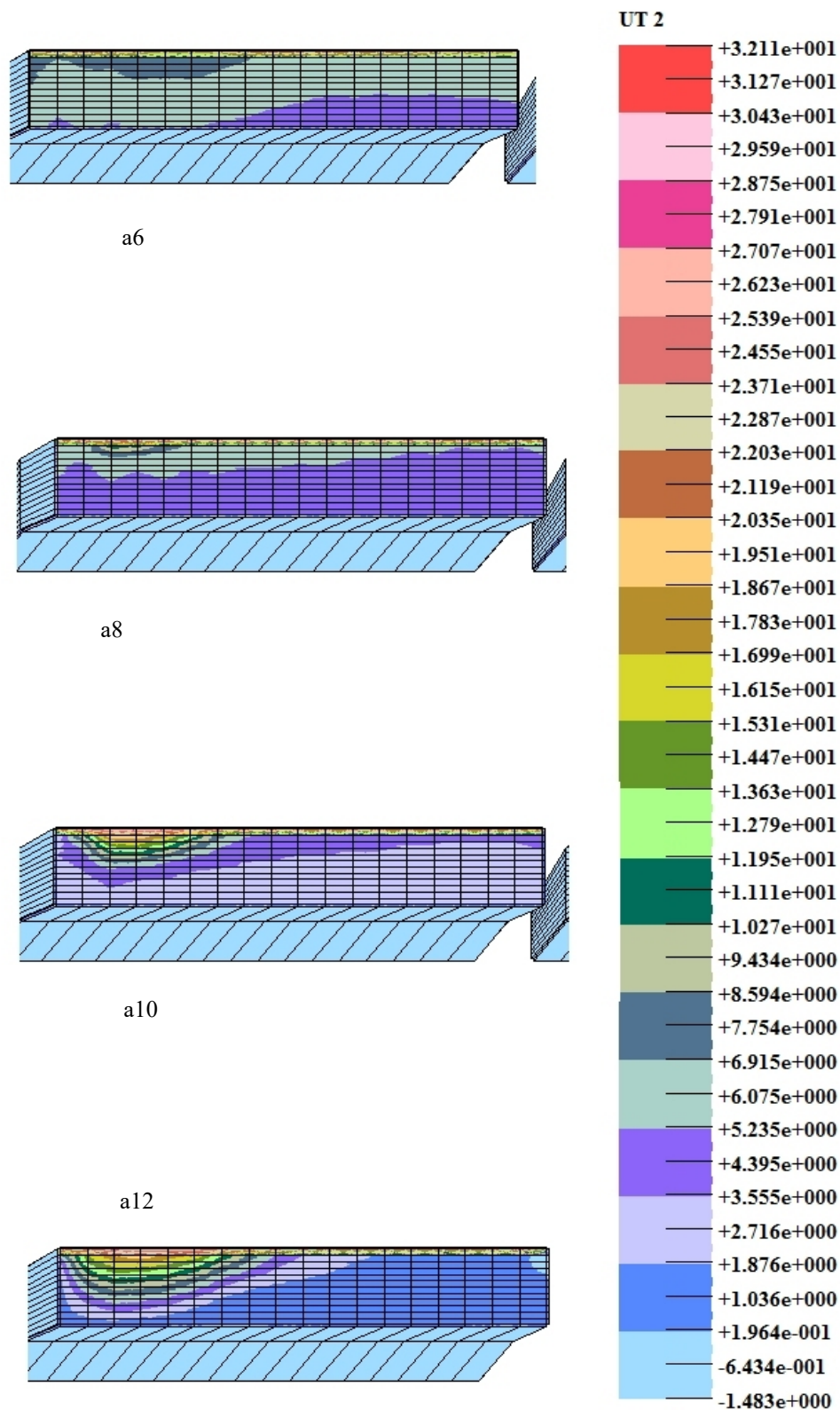


Рис. 3.32. Розподіл колових швидкостей полімеру в перерізах каналу екструдера в зоні плавлення

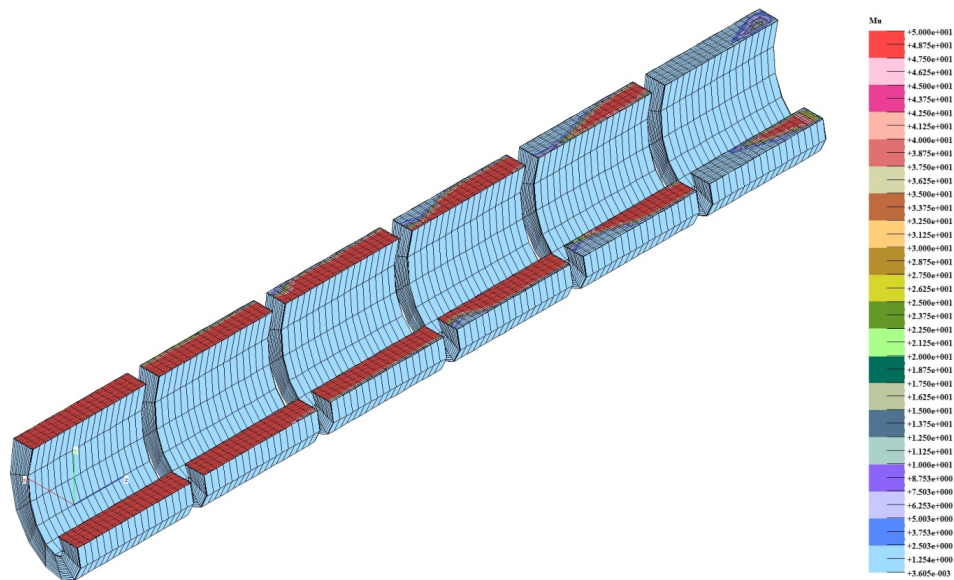
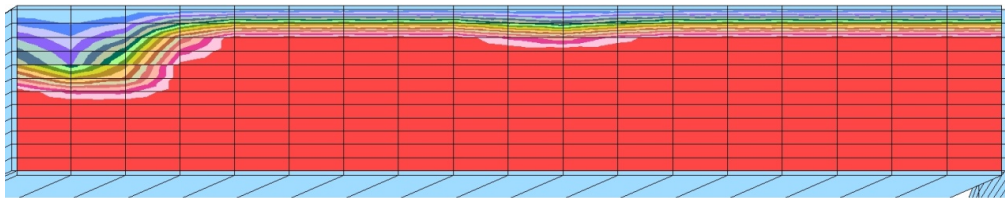
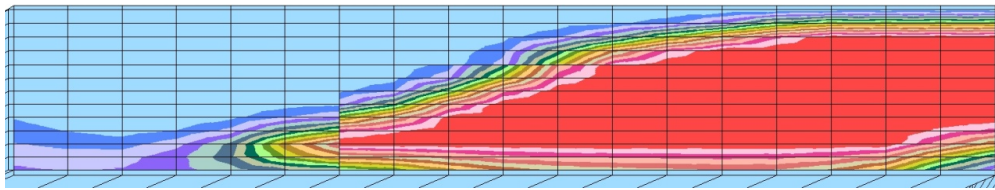


Рис. 3.33. Загальний вигляд розподілу в'язкості матеріалу в каналі екструдера в зоні плавлення



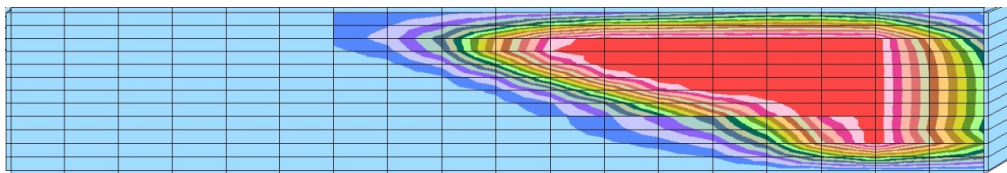
a6



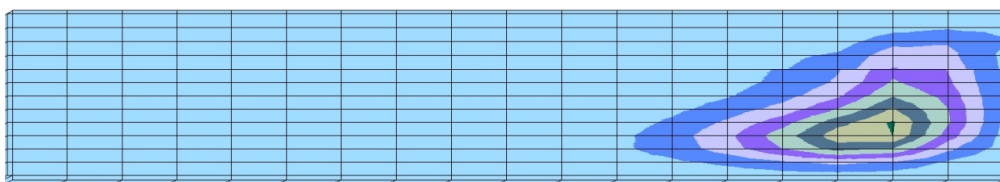
a10

Рис. 3.34. Розподіл в'язкості в процесі руйнування і плавлення полімерної пробки в каналі екструдера

На завершальному етапі (рис. 3.35, a11, a12) залишки твердої фази полімеру огортаються з усіх боків розплавом, руйнуються і перетворюються на текучу суміш, яка оухається крізь перехідну зону в зону гомогенізації екструдера.



a11



a12

Рис. 3.35. Розподіл в'язкості в перерізах каналу в завершальній стадії плавлення пробки

Отримані методом оцінки в'язкостей конфігурації форми пробки подібні тим, які отримані методом оцінки меж температур.

Аналогічні дослідження було виконано в програмному комплексі Ansys Fluent.

Для задання коефіцієнта тертя на поверхнях між полімером та твердими стінками змодельовано граничний шар рідини з в'язкістю, меншою в'язкості основної маси. Система координат зв'язана з черв'яком, і відносно неї обертається корпус зі швидкістю $n=60$ об/хв. На вході в канал задані вимушені швидкості, величина яких визначається з витрати $V=0,3$ м³/год.

Розрахункову схему ділянки плавлення черв'ячної машини наведено на рис. 3.36.

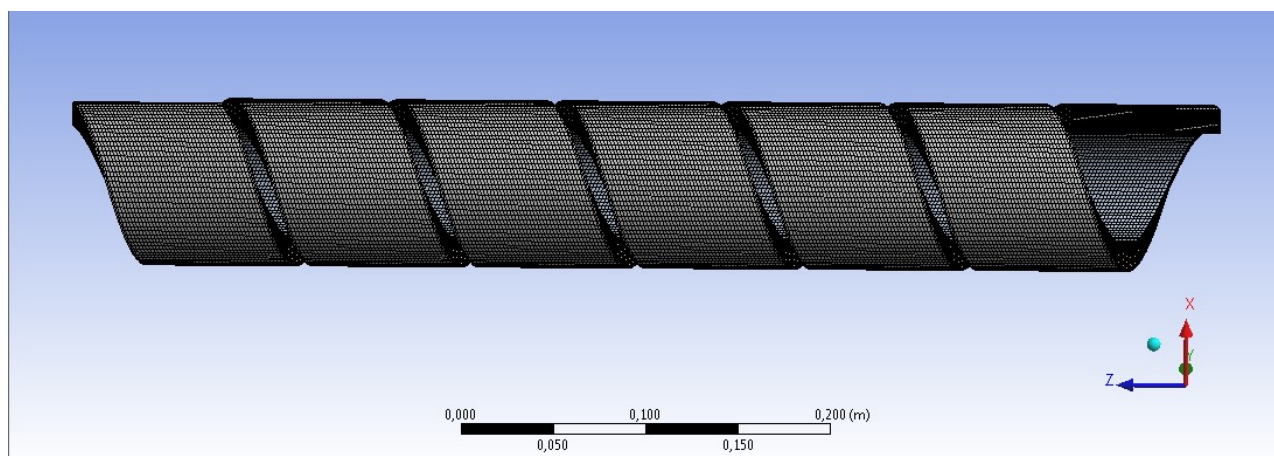


Рис. 3.36. Скінченноелементна модель каналу в зоні плавлення

Температура матеріалу на вході канал зон плавлення досягає 90 °С. Температуру черв'яка задано на рівні 95 °С. Температура поверхні корпусу змінюється по лінійному закону вздовж осі z від 90 °С до 200 °С.

Оскільки пакет Ansys Fluent призначений для моделювання лише рідких середовищ, нерозплавлена маса полімеру імітувалась рідиною з в'язкістю, більшою на два порядки від в'язкості розплаву. Теплопровідність полімеру в пробці вважалась сталою, а теплоємність інтерполювалась за температурою між її значеннями для розплаву і для твердої фази. Залежність в'язкості розплаву та суміші розплаву з гранулами вважалась функцією температури та інтенсивності швидкості деформацій зсуву. При цьому для суміші використовувались приведені теплофізичні та фізико-механічні характеристики, що визначаються як функції концентрації твердої фази. Оскільки концентрація в свою чергу є функцією температури суміші, характеристики приводились відносно останньої.

Співвідношення між розплавленою та нерозплавленою частинами полімеру в зоні плавлення та їх конфігурацію можна прослідкувати по розподілу в'язкості полімеру в перерізах черв'ячного каналу (рис. 3.37, 3.38).

Помітною з рис. 3.37 є наявність перехідної зони між пробкою та розплавом у вигляді суміші нерозплавлених частинок з розплавом, що характеризується приведеною в'язкістю.

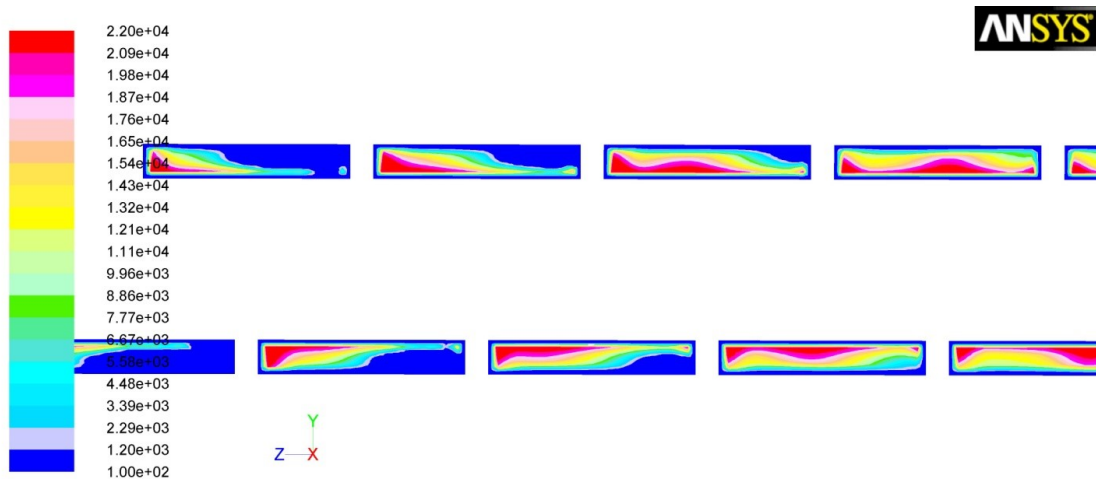


Рис. 3.37. Розподіл в'язкості в каналі екструдера

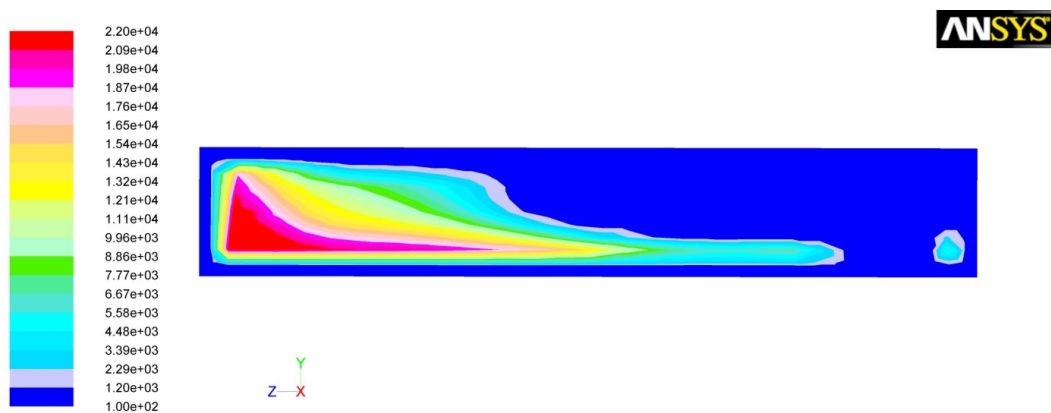


Рис. 3.38. Розподіл в'язкості в перерізі останнього витка

З епюр на рис. 3.37, 3.38 видно, що конфігурація твердої пробки в перерізі відрізняється від прямокутної, як і на рис. 3.30 та 3.35, на відміну від традиційних моделей. При цьому поверхня розділу між пробкою та сумішшю розплаву з твердими частинками полімеру в наведених розрахунках більша. Крім цього, оскільки пробка представляє собою пористу структуру, що просочується розплавом у міру просування температурного фронту, процес її руйнування відбувається швидше.

В останньому витку зони плавлення (рис. 3.38) перебуває майже розплавлена маса полімеру, а біля пасивного гребня залишилось 5–10 % твердої маси. Це вказує на те, що для руйнування твердої фази в розглянутих умовах достатньо зони плавлення довжиною 6–8 витків.

Порівняння форми перерізу пробки наприкінці 6-го витка, отриманого за запропонованою методологією, показує подібність результатів за результатами аналізу температур і в'язкостей у різних програмних середовищах (рис. 3.39).

Аналіз швидкостей полімеру в черв'ячному каналі показує практичну відсутність циркуляції по його висоті. Водночас, наявна суттєва різниця швидкостей руху між твердою та розплавленою фазами.

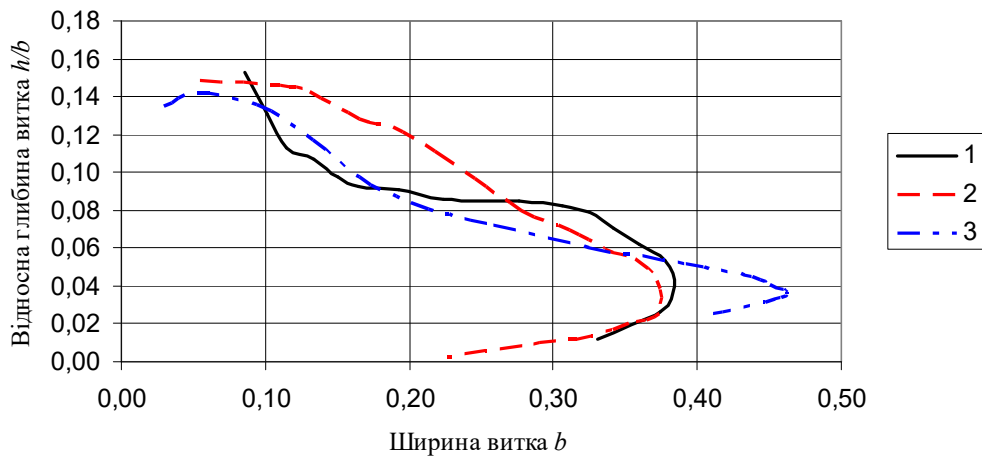


Рис. 3.39. Порівняння форми перерізу пробки за результатами аналізу температур і в'язкостей в різних програмних середовищах: 1 – за результатами аналізу температур у середовищі VESNA; 2 – за результатами аналізу в'язкостей у середовищі VESNA; 3 – за результатами аналізу в'язкостей у середовищі Ansys Fluent

Швидкість розплаву полімеру в кінці третього витка перевищує швидкість руху суміші, а швидкість суміші – швидкість руху пробки приблизно в 4 рази, тобто між твердою та розплавленою фазами відбувається циркуляція вздовж черв'ячного каналу, яка сприяє конвективному теплообміну між ними, а також пришвидшує процес руйнування пробки шляхом відриву від її поверхні нерозплавлених частинок, оточених плівкою розплаву.

Реалізація розробленої фізичної моделі на базі систем моделювання VESNA та Ansys Fluent показала можливість коректного завдання розрахункової схеми та інтерпретації результатів розрахунків засобами цих систем і дає змогу отримати науково обґрунтовані показники процесу плавлення полімеру в черв'ячному каналі. Проведені числові дослідження показали якісну збіжність результатів, отриманих на вказаних системах. При цьому отримано пояснення відомих ефектів, які не вкладаються в межі раніш створених моделей.

3.2.1.4. Моделювання процесу плавлення полімеру в черв'ячному каналі конічної геометрії

Розглянемо процес плавлення полімеру в черв'ячному каналі екструдера на прикладі числового моделювання плавлення поліетилену. Матеріал завантажується у вигляді гранул, з яких в зоні живлення екструдера формується пориста пробка за умови, що в стисненому вигляді на початку зони плавлення тверда фракція займає 80 % об'єму пробки.

Зовнішній діаметр черв'яка екструдера в зоні плавлення приймаємо рівним 63 мм, діаметр осердя – 49 м, крок гвинтової нарізки – 63 м, товщину гребеня черв'яка – 6 м, кут конусності осердя черв'яка $\varphi=15^\circ$.

Залежність в'язкості розплаву та суміші розплаву з нерозплавленими частинками полімеру вважаємо функцією температури та швидкості деформацій зсуву. Вважаємо, що теплопровідність матеріалу змінюється залежно від температури, а його теплоємність в інтервалах температур діапазону плавлення 110°C – $114,9^\circ\text{C}$ та $115,1^\circ\text{C}$ – 120°C визначається інтерполяцією, за графічною

залежністю для того ж поліетилену, що й у попередніх пунктах з рис. 3.17 та [157]. Для температури 115 °С значення теплоємності беруть рівним $C_p=5500$ Дж/(кг·К).

Числові дослідження проводились на програмному комплексі ANSYS Academic Teaching за допомогою програмного продукту ANSYS FLUENT.

Загальний вигляд скінченноелементної моделі каналу екструдера в зоні плавлення приведено на рис. 3.40.

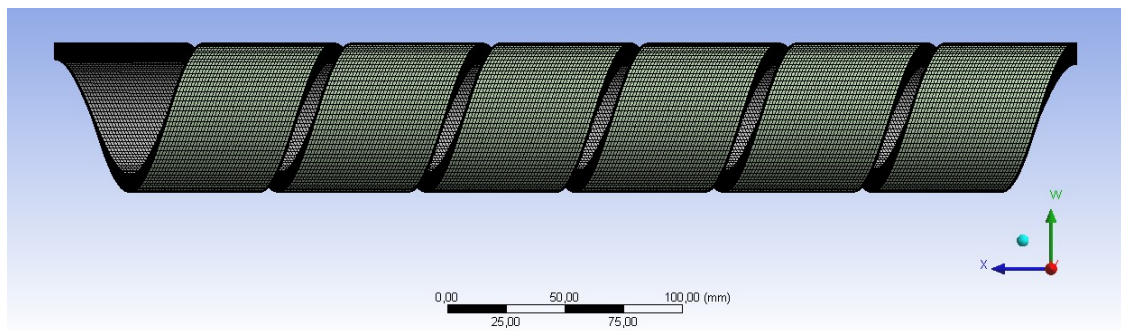


Рис. 3.40. Скінченноелементна модель каналу зони плавлення екструдера

При створенні скінченно-елементної моделі каналу біля поверхонь контакту матеріалу з циліндром екструдера і черв'яком розташовували приграничні скінченні елементи з властивостями низьков'язкої рідини, які призначені для врахування сил тертя. Система координат зв'язана з черв'яком. Відносно черв'яка обертається циліндричний корпус з швидкістю $n=60$ об/хв. На вхідному перерізі каналу задавали відповідні вимушені швидкості матеріалу. Температура матеріалу на початку каналу зони плавлення приймалась рівною 90 °С. Температура на внутрішній поверхні циліндра в зоні плавлення змінюється за лінійним законом вздовж осі обертання Z від 90 °С до 180 °С. Температура поверхні черв'яка завдавалась постійною – 90 °С.

Зміну розподілу температур полімеру у вигляді ізополів у поздовжніх перерізах каналу зони плавлення екструдера наведено на рис. 3.41. На початку зони плавлення температура змінюється досить повільно і лише поблизу циліндричної поверхні циліндра й штовхальної стінки гребеня черв'яка починає стрімко зростати. Це зумовлено тепловиділенням дисипативного теплоти від тертя полімерної пробки по металевим поверхням. При наближенні шарів пробки до температури плавлення вони розм'якшуються й частково перетворюються на розплав, завдяки чому виділяється теплота дисипації й температура полімеру зростає. Через зрізання плівки розплаву штовхальним гребенем, особливо в зоні його штовхальної поверхні, градієнти температури є найбільшими. У кінці зони плавлення, коли пробка майже повністю розплавлена, теплота дисипації виділяється більш рівномірно по всьому перерізу каналу. Внаслідок цього градієнти температури зменшуються, а температура підвищується до $T=430$ К – 435 К. Температура текучості полімеру відповідає діапазону 378–394 К.

Форму пробки на різних дистанціях від початку зони плавлення, проведені по межах ізоліній температури текучості полімеру, наведено на рис. 3.42. Після 6-го витка пробка як єдине ціле вже не існує, а розбивається на окремі тверді залишки, оточені розплавом.

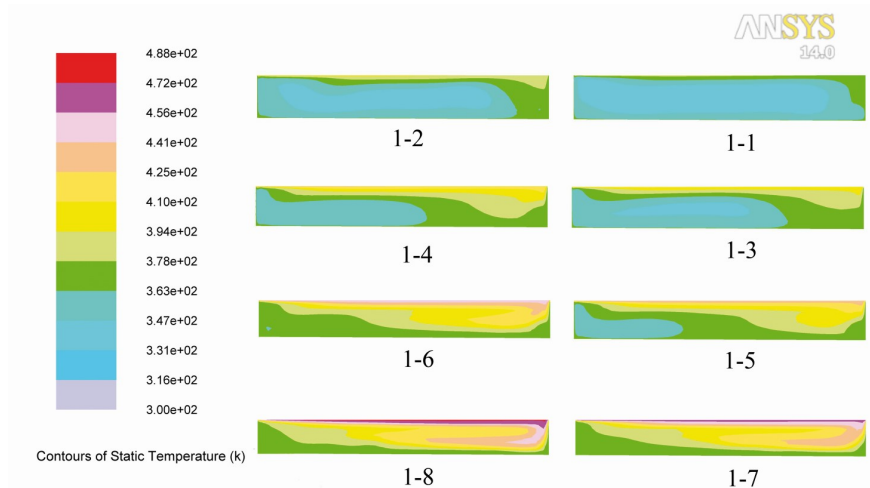


Рис. 3.41. Загальний вигляд розподілу температур у черв'ячному каналі в зоні плавлення:
1-1 – 1-8 – перерізи каналу по довжині зони плавлення

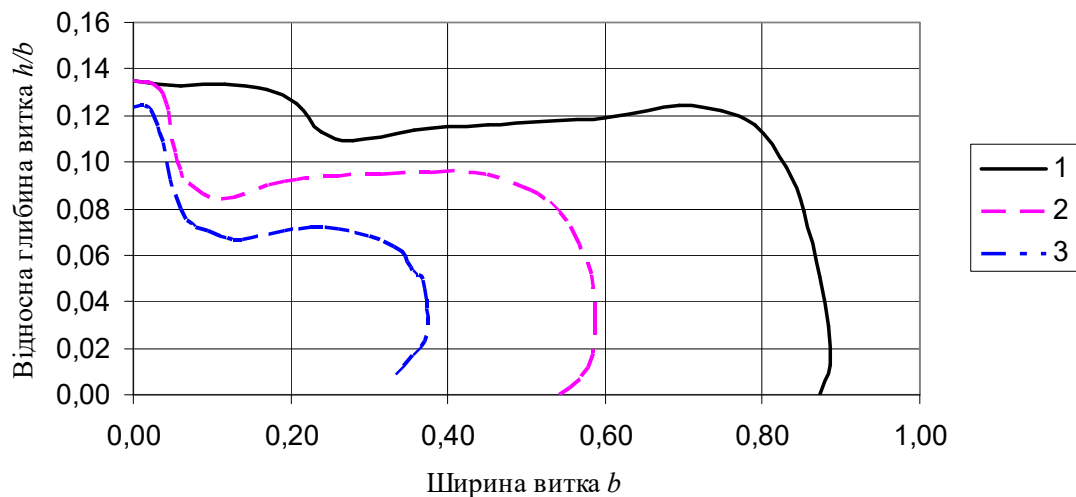


Рис. 3.42. Форма перерізу пробки на різних відстанях від початку зони плавлення:
1 – у перерізі 1-2 (кінець 2-го витка); 2 – у перерізі 1-4 (кінець 4-го витка);
3 – у перерізі 1-5 (кінець 5-го витка)

Крім досліджень зміни розподілу температури по довжині зони плавлення, моделювали поведінку полімеру по змінненню в'язкості (рис. 3.43), з цією метою значення в'язкості полімеру у твердому стані приймалися більшими від в'язкості його розплаву вдесятеро. Це дає змогу дослідити процес фазового перетворення за розподілом значень в'язкості полімеру в перерізах каналу екструдера.

На початку зони плавлення, коли температура пробки в черв'ячному каналі ще не досягла інтервалу плавлення, величина в'язкості по всьому перерізу відповідає твердій фракції. Із зростанням температури по довжині каналу відповідно до експериментальних даних в'язкість полімеру суттєво зменшується біля поверхні циліндра, тобто шар полімеру біля нього починає плавитись.

У міру руху полімеру по гвинтовому каналу в області штовхальної стінки черв'яка зона розплаву розширюється, і виходячи з розрахованих значень в'язкості, переходить у шар рідинної суміші залишків гранул і розплаву. Процес переходу полімеру в текучий стан в наступних перерізах зміщується в бік пасивної стінки черв'яка, тверда частина пробки набуває клиноподібного

виду, суттєво відрізняючись від прямокутного перерізу на відміну від класичної гіпотези, як і в експериментальних дослідженнях Тадмора [45]. За шаром суміші розплаву і твердих частинок перебуває повністю розплавлений полімер.

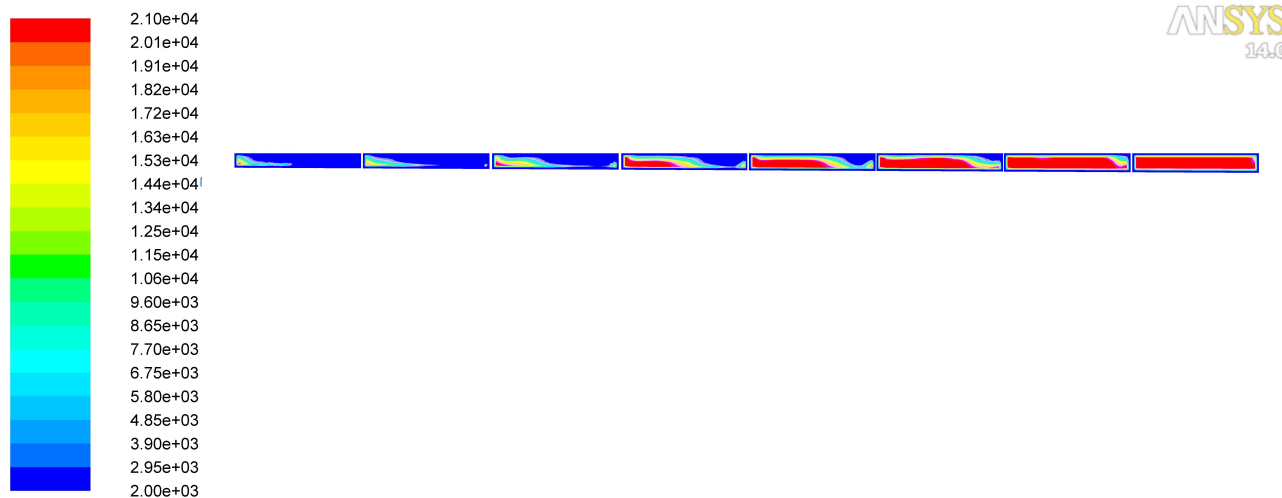


Рис. 3.43. Загальний вигляд розподілу в'язкостей в черв'ячному каналі в зоні плавлення

На завершальному етапі залишки твердої фази полімеру оточуються з усіх боків розплавом, руйнуються й перетворюються на текучу суміш, яка переміщується в зону гомогенізації екструдера.

Порівняння форми перерізу пробки наприкінці 5-го витка, отриманого за запропонованою методологією, показує подібність результатів за результатами аналізу температури та в'язкості (рис. 3.44).

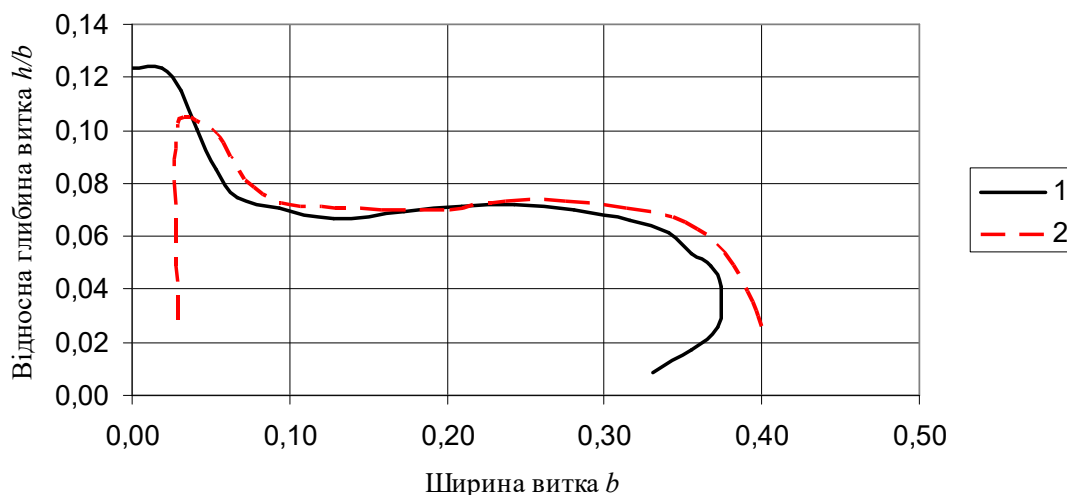


Рис. 3.44. Порівняння форми перерізу пробки за результатами аналізу температури і в'язкості: 1 – за результатами аналізу температур; 2 – за результатами аналізу в'язкості

На рис. 3.45 наведено результати моделювання впливу різних технологічних чинників на відносну площу пробки наприкінці 8-го витка зони плавлення. Головною мірою на процес плавлення впливає інтенсифікація дисипації енергії за рахунок підвищення швидкості обертання черв'яка. Натомість попередній підігрів твердої пробки до температур 60 °С–90 °С не призводить відчутною мірою до більш інтенсивного плавлення. Збільшення

температури корпусу сприяє плавленню до певної межі, після якої підвищення температури розплаву на межі з корпусом компенсується зниженням в'язкості та відповідним зниженням дисипативного теплоти.

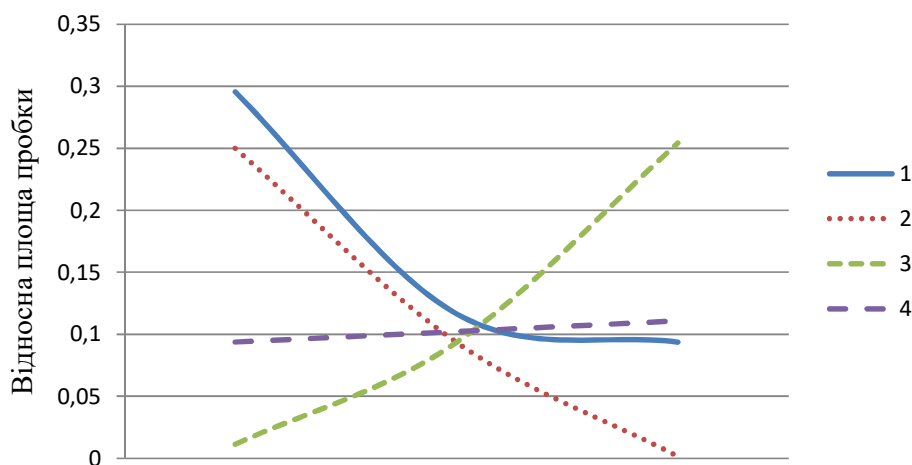


Рис. 3.45. Залежність розподілу відносної площі пробки наприкінці зони плавлення від дії різних чинників: 1 – від температури корпусу по довжині зони плавлення (60–180 °С – 90–215 °С); 2 – від швидкості обертання черв'яка (60 об/хв–90 об/хв); 3 – від швидкості матеріалу на вході в канал (0,08 м/с–0,22 м/с); 4 – від вхідної температури (60 °С–90 °С)

З рис. 3.45 видно, що в разі зменшення вхідної швидкості швидкість плавлення також збільшується, проте цей ефект спричиняється більшим часом перебування полімеру в каналі черв'яка, що не завжди може задовольнити вимоги до продуктивності екструдера.

З метою порівняння результатів, отриманих за розробленою моделлю, з даними аналогічних досліджень інших авторів було проведено моделювання за умов, відповідних наведеним в працях [54, 55]. Результати порівняння результатів наведено на рис. 3.46 і 3.47.

Результати моделювання показали суттєве наближення отриманих результатів до експериментальних порівняно з попередніми числовими дослідженнями.

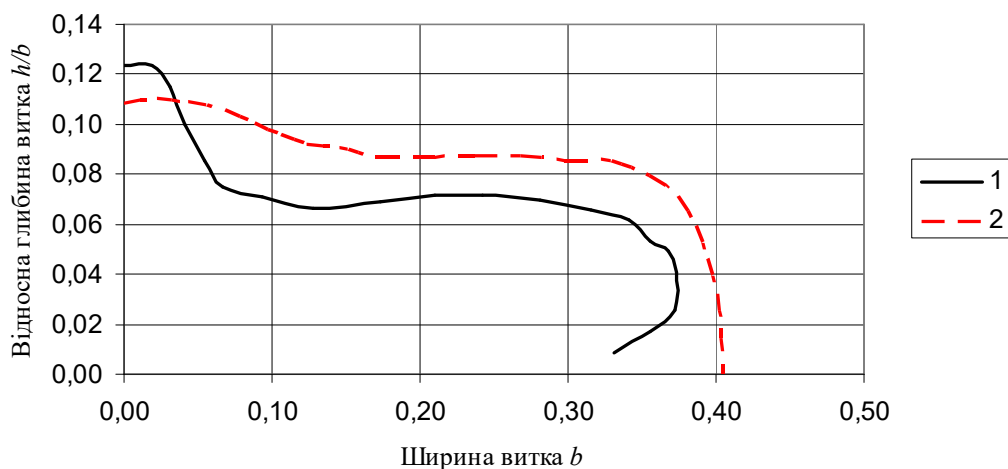


Рис. 3.46. Порівняння форми перерізу пробки наприкінці 5-го витка: 1 – за даними даної роботи; 2 – за моделлю Труфанової [54, 55]

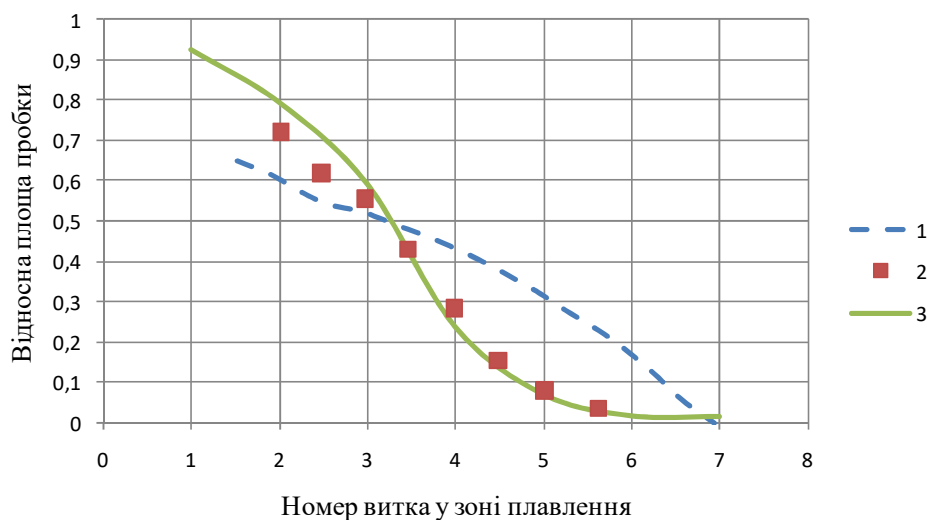


Рис. 3.47. Розподіл відносної площі пробки вздовж каналу екструдера: 1 – за моделлю Труфанової [54, 55]; 2 – за експериментальними даними [54, 55]; 3 – за даними цієї роботи

У результаті числових досліджень отримані дані розподілу параметрів розплаву та пробки полімеру в перерізах черв'ячного каналу екструдера. Досліджена еволюція процесу плавлення по довжині та перерізу каналу і виявлені основні чинники, що впливають на нього.

Результати моделювання показали, що внаслідок розмивання розплавом поверхневих шарів гранул пробки та її остаточного руйнування в кінці зони плавлення утворюється суміш нерозплавлених частинок полімеру, оточених розплавом. Для запобігання потраплянню подібних частинок у готовий виріб необхідно здійснювати змішування з певною інтенсивністю, температурну гомогенізацію та створювати бар'єр проникнення твердих частинок до каналів головки. Для цього використовуються змішувачі різних типів, але для їхньої ефективної дії необхідно обґрунтування доцільних геометричних та технологічних параметрів.

3.3. Результати моделювання процесу температурної гомогенізації в бар'єрному змішувачі

Метою математичного моделювання процесів змішування та гомогенізації в змішувальних пристроях, що використовуються для підготовки термопластичних матеріалів у процесах їхньої екструзійної переробки у виробі, є визначення залежності витратонапорних характеристик змішувальних елементів і показників якості підготовки розплаву від конструктивних параметрів робочих органів та вихідних технологічних і фізичних параметрів.

Для виконання цієї задачі необхідно спочатку визначити поля швидкостей потоків розплаву в змішувальних каналах. По визначених полях швидкостей розрахувати витрати розплаву в кожному каналі й діючий градієнт тиску, склавши, тим самим, витратонапорні характеристики змішувальних каналів. По відомих полях швидкостей і вхідному розподілу компонентів суміші визначити показники якості суміші на виході із зони змішування. Зокрема розрахувати концентрації дисперсної фази суміші.

Основним призначенням змішувальних пристроїв екструзійного устаткування є забезпечення однорідності розподілу компонентів суміші. У більшості випадків кожний з розподілених у матриці компонентів можна уявити як множину умовних частинок певного розміру.

Рух суміші та її складових розглядається в даній роботі в рамках механіки суцільних середовищ з такими припущеннями:

1. Суміш складається з окремих взаємно проникливих компонент, що заповнюють один і той самий об'єм. Кожна компонента є неперервним однорідним середовищем (континіумом), стан якого визначається певними параметрами стану.

2. Для кожної компоненти середовища задовольняються закони збереження маси, імпульсу та енергії. Маса, імпульс та енергія суміші дорівнює сумі мас, імпульсів та енергій її компонент.

3. Взаємодія між компонентами суміші відбувається в межах локальних об'ємів суміші дією поверхневих та масових сил або зв'язків між швидкостями компонент суміші. При цьому приймається, що величина площі контактної поверхні окремої компоненти, яка міститься в локальному об'ємі суміші, визначається як частка загальної площі поверхні об'єму суміші, і ця частка дорівнює об'ємній концентрації компоненти.

4. У процесі моделювання розглядалися два варіанти взаємодії:

а) умови прилипання – швидкості на стінках дорівнюють швидкостям стінок;

б) умови проковзування – швидкість на стінках є функцією сили тертя.

5. Граничні умови:

– на вихідному перерізі потоку рідини, як правило, задаються його нормальна швидкість (або витрата) і температура;

– на перерізі витоку рідини задаються нульові значення градієнтів тиску і температури.

6. У зв'язку з великою в'язкістю полімерів $Re \ll 1$ і рух вважається ламінарним.

Для розв'язання задач змішування і гомогенізації спочатку розв'язується задача розподілу швидкостей та стану рідини, а потім на її основі – задачі тепло- та масообміну шляхами конвекції та дифузії.

Кінематика руху багатофазного середовища досліджується з позиції Ейлера, тобто висновки базуються на розгляді процесу в даній точці простору з координатами x^1, x^2, x^3 . Швидкість руху окремої фази визначається по її витраті за одиницю часу крізь одиницю площі перерізу каналів, де рухається фаза.

Одним із розповсюджених варіантів конструкцій змішувачів є бар'єрний змішувач петлевого типу (рис. 3.48). Було проведено числове моделювання процесів змішування та температурної гомогенізації в ньому. Змішувач включає в себе вхідний кільцевий канал 2, вхідне 3 та вихідне 5 поглиблення, розділені між собою бар'єрним гребенем 4. При протіканні матеріалу із вхідного поглиблення в вихідне поглиблення через бар'єрний гребень і зазор 6 розплав піддається зсувним деформаціям, за рахунок чого відбувається диспергувальне

змішування. З вихідного поглиблення розплав потрапляє в вихідний циліндричний кільцевий канал 7.

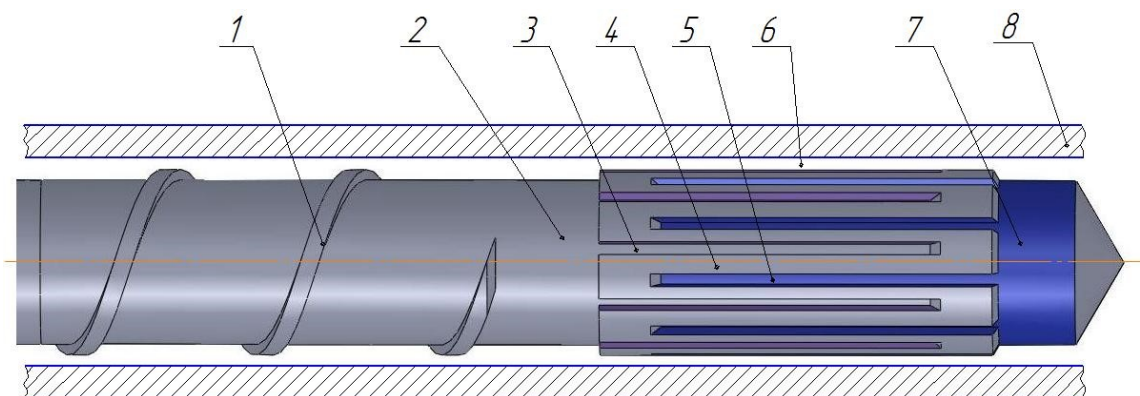


Рис. 3.48. Змішувач бар'єрного типу: 1 – шнекова нарізка; 2 – вхідний кільцевий канал; 3 – вхідне поглиблення; 4 – бар'єрний гребень; 5 – вихідне поглиблення; 6 – зазор між бар'єрним гребенем і корпусом екструдера; 7 – вихідний кільцевий канал; 8 – корпус екструдера

Бар'єрний змішувач призначений для здійснення якісного змішування та гомогенізації, тобто усереднення значень концентрацій компонентів, в'язкості і температури по об'єму полімеру.

Як об'єкт моделювання розглядався сегмент змішувача, розрахункова схема якого відображена на рис. 3.49.

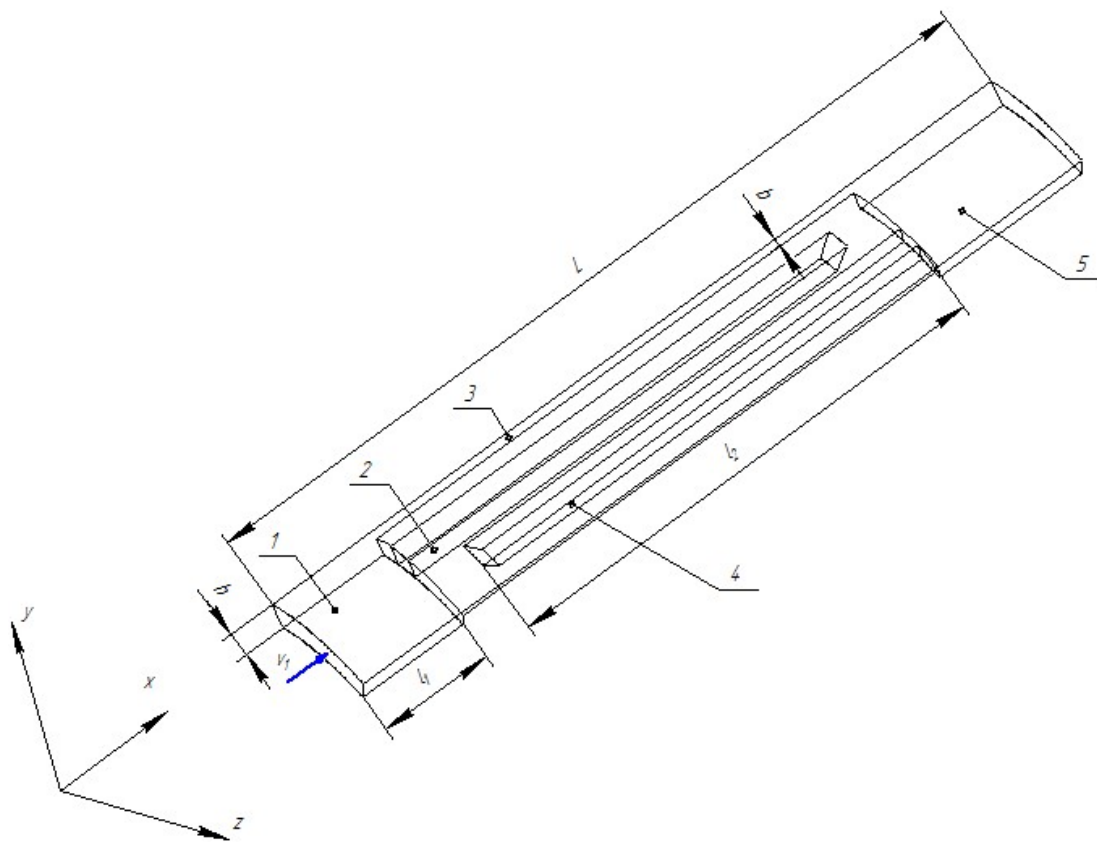


Рис. 3.49. Розрахункова схема сегменту змішувача: 1 – вхідний кільцевий канал; 2 – вхідне поглиблення; 3 – зазор між бар'єрним гребенем та корпусом; 4 – вихідне поглиблення; 5 – вихідний кільцевий канал

Сегмент містить два поглиблення, зміщених одне відносно одного та розділених бар'єром, який утворює з корпусом кільцевий щілинний зазор для перетікання розплаву полімеру з вхідного поглиблення у вихідне. Вихідні дані: $L = 90$ мм, $h = 2,5$ мм, $b = 1$ мм, $V_1 = 20$ мм/с, $l_1 = 15$ мм, $l_2 = 55$ мм.

Схему розбивки сегменту бар'єрного змішувача на скінченні елементи наведено на рис. 3.50.

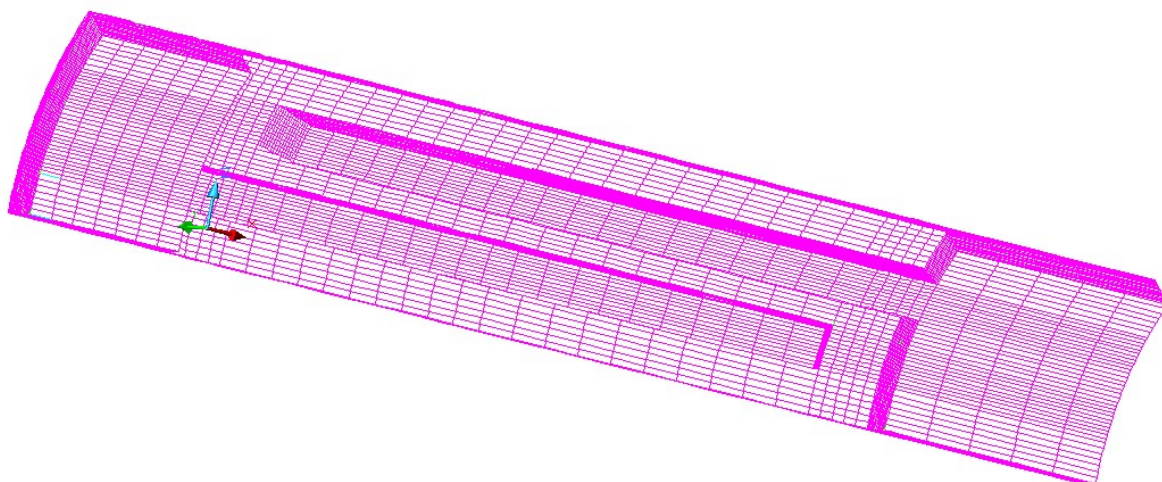


Рис. 3.50. Розрахункова схема сегменту бар'єрного змішувача

Дослідження течії в змішувачі проведені на прикладі поліетилену високого тиску ПЕ2040-ЕК.

Для виконання числових експериментів з моделювання процесу течії полімеру в бар'єрному змішувачі прийняті такі граничні умови. На всіх зовнішніх поверхнях змішувача, крім вихідної та бокових, задавались закріплення в трьох напрямках, а на бокових тільки у двох для можливості руху розплаву вздовж осі обертання. На бокових гранях сегменту задаються обертові швидкості, значення яких по радіусу розподіляється за лінійним законом. На вхідному кільцевому каналі задавались витрати, що складають $Q=45$ кг/год.

На граничних шарах швидкості дорівнюють нулю, тобто виконується умова прилипання: $V_{\text{гр}}=0$. Обертовий рух завдавався на зовнішній грані модельованого сегменту змішувача.

Розплав полімеру, який надходить до змішувача, набуває заданого значення температури. Тому в числовому моделюванні на вхідній грані задавалось значення температури у зоні дозування, яка в даному дослідженні приймалась рівною $T=180$ °С. Дослідження розподілу температур проводили при двох умовах: адіабатичній та термостатування стінок, коли температура стінок постійна і дорівнює $T_{\text{зг}}=200$ °С.

Дослідження проводились за різних умов термостатування стінок:

- 1) температура постійна тільки на зовнішній поверхні змішувача;
- 2) температура постійна і на зовнішній, і внутрішній поверхнях.

Розглянемо розподіл температур в кільцевому зазорі b змішувача в адіабатичних умовах (рис. 3.51). Температура розплаву полімеру в середньому шарі кільцевого зазору висотою $b=1$ мм на довжині 70 мм зростає зі 180 °С до

212 °С. Вказане підвищення температури пояснюється виділенням дисипативної теплоти, тому в змішувальній зоні обладнанні потрібно відводити теплоту для запобігання перегріву й деструкції полімеру.

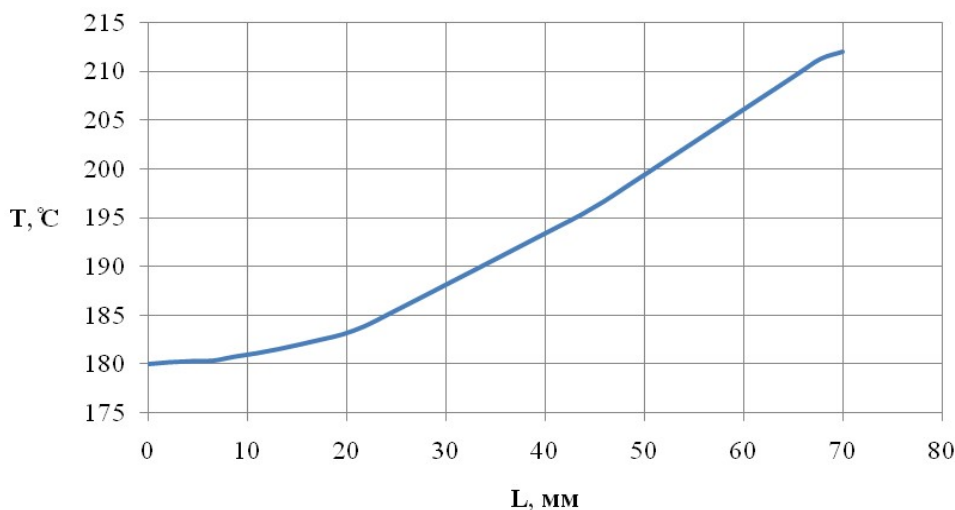


Рис. 3.51. Розподіл температури в розплаві полімеру по довжині циліндричного зазору

Результати числових досліджень впливу середньої швидкості течії полімеру в зазорі b змішувача на інтенсивність зміни його температури наведено на рис. 3.52. Зі збільшенням поздовжньої швидкості течії полімеру вздовж осі відбувається інтенсивніше підвищення температури: на довжині 70 мм за швидкості 20 мм/с воно становить 31 °С, а за швидкості 40 мм/с – 62 °С.

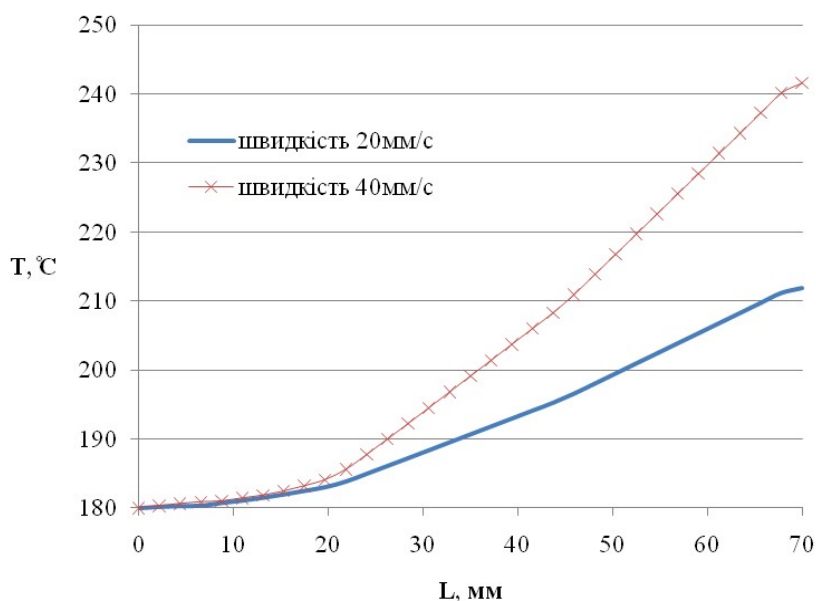


Рис. 3.52. Залежність температури розплаву від середньої поздовжньої швидкості течії полімеру в коаксiальному зазорі за адиабатичних умов

Проведені числові дослідження показали, що в діапазоні швидкостей 0–40 мм/с підвищення температури відбувається прямо пропорційно збільшенню швидкості.

У процесі течії полімеру в зазорі b температура зростає інтенсивніше за його більшої швидкості, що вказує на підвищення інтенсивності дисипативної

енергії. У зазорі висотою $h=1$ мм зростання температури відбувається інтенсивніше, ніж у зазорі висотою $b=2,5$ мм, що пояснюється зростанням швидкості зсувних деформацій, які спричиняють зростання температури.

На наступному кроці дослідження розплаву полімеру в зазорі було надано обертового руху внаслідок обертання зовнішньої поверхні змішувача за термостатичних умов на всіх зовнішніх гранях зазору, крім бокових, вхідної та вихідної граней досліджуваного сегмента. Значення обертової швидкості зовнішнього циліндра становило $\omega=5$ рад/с, що в п'ять разів перевищує значення позовжньої швидкості течії полімеру.

На рис. 3.53 наведено результати числових досліджень розподілу температури в зазорах h і b з урахуванням термостатичних умов.

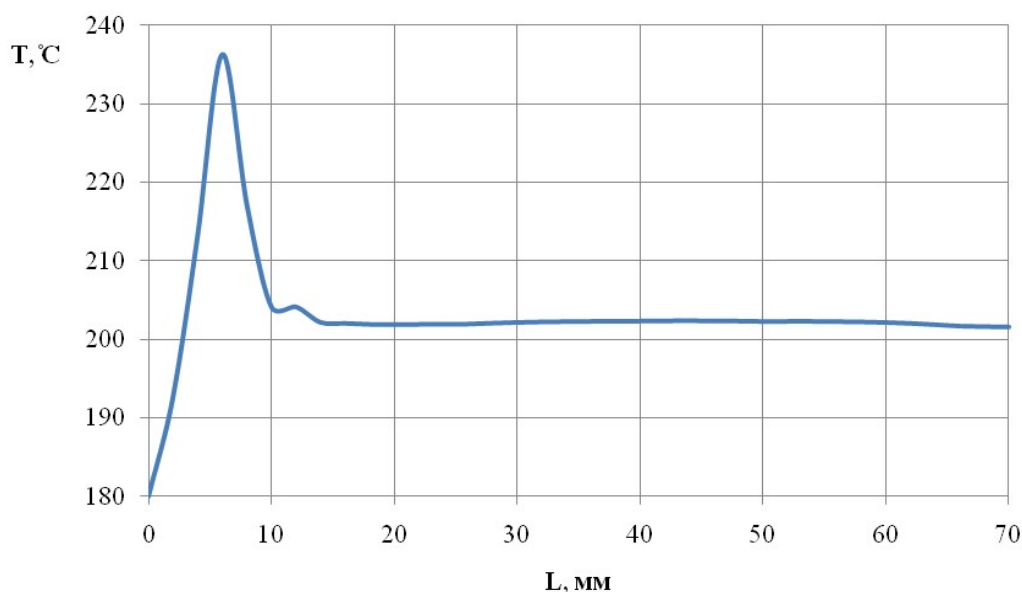


Рис. 3.53. Розподіл температур в зазорі в умовах термостатування стінок

Температура на відстані 8 мм від входу перед зниженням висоти каналу з $h=2,5$ мм до $b=1$ мм стрімко підвищилась з 180 °C до 238 °C. Це свідчить про те, що перед входом в зазор b утворюється застійна зона, де відбувається нагромадження зсувних напружень, яке призводить до підвищення температури.

Розподіл температур полімеру по висоті вихідного поглиблення h наведено на рис. 3.54.

Найбільших значень температура розплаву сягає біля стінок, оскільки там вона задана граничними умовами 1-го роду.

В ядрі потоку температура розплаву збільшується з $T=180$ °C до $T=186,5$ °C, що пояснюється дисипативним перетворенням механічної енергії в теплову й переносом теплоти від стінок за рахунок конвекції й теплопровідності.

На рис. 3.55 наведено порівняння розподілів температур по довжині змішувача в середині зазору b за термостатичних і адіабатичних умов при позовжньому русі полімеру. По довжині змішувача температура збільшується за рахунок виділення енергії дисипації й теплопередачі від зовнішньої поверхні. У зоні зменшення каналу з h на b температура починає інтенсивніше зростати, за рахунок збільшення деформації зсуву.

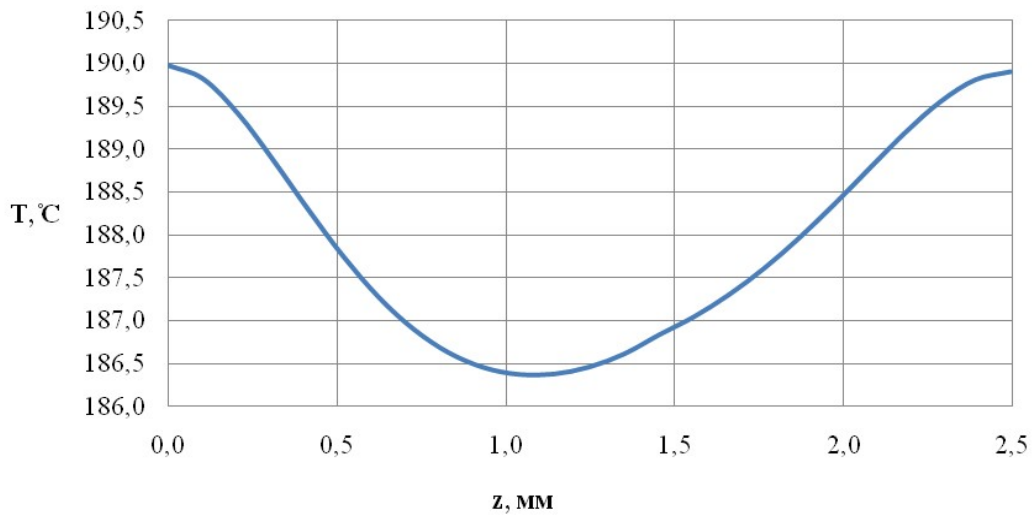


Рис. 3.54. Розподіл температури в розплаві полімеру по висоті вихідного поглиблення h

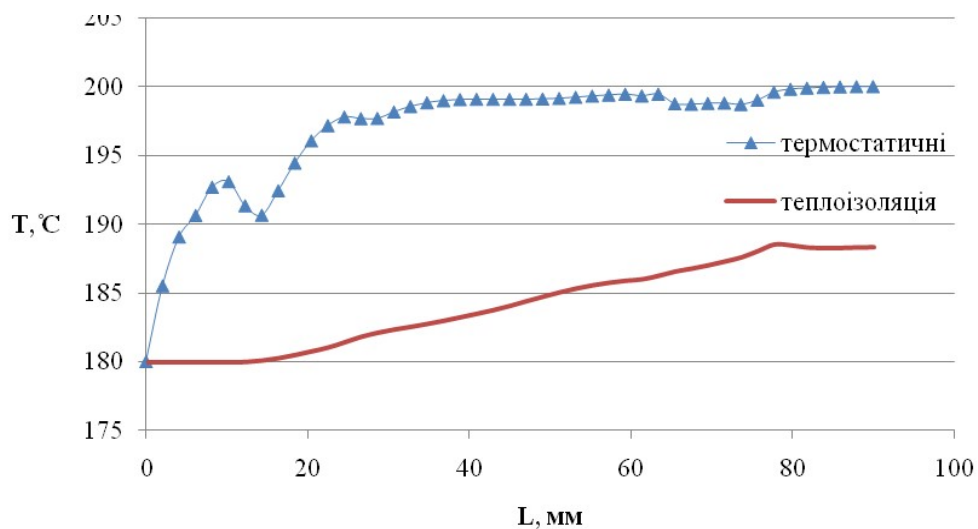


Рис. 3.55. Розподіл температури розплаву полімеру в змішувачі за термостатичних і адіабатичних умов при поздовжньому русі

У вхідному кільцевому каналі на ділянці l_1 температура розплаву починає збільшуватись, і на ділянці $(L-l_1)=20$ мм зазору b значення температури підвищується за рахунок збільшення швидкості руху в зазорі і зменшення його висоти з 2,5 мм до 1 мм. У зоні розташування вхідних та вихідних поглиблень бар'єра, температура за термостатичних умов починає зростати інтенсивніше: на довжині 70 мм зі 180 °C до 186,5 °C за рахунок збільшення швидкостей зсуву, теплопередачі розплаву та конвекції.

На відміну від умов термостатування температура за адіабатичних умов на вхідному кільцевому зазорі змінюється більш інтенсивно: на довжині 20 мм – з 180 °C до 195 °C, а на ділянці 70 мм зазору b значення температури близьке до 200 °C. Це пояснюється тим, що в малих зазорах теплота розподіляється майже цілком за рахунок теплопровідності, і температура розплаву стає майже рівною температурі стінок.

За допомогою числового моделювання досліджено розподіл швидкостей в змішувачі. У вхідний кільцевий канал сегмента змішувача подається розплав полімеру зі швидкістю $V_1=20$ мм/с, що відповідає заданим витратам $Q=45$ мм/с.

Обертний рух навколо подовжньої осі надавався зовнішній грані, обертова швидкість складала $\omega=5$ рад/с. Реологічні та теплофізичні властивості аналогічні попереднім дослідженням. На рис. 3.56 наведено розподіл поздовжніх швидкостей V_1 у спектральному вигляді.

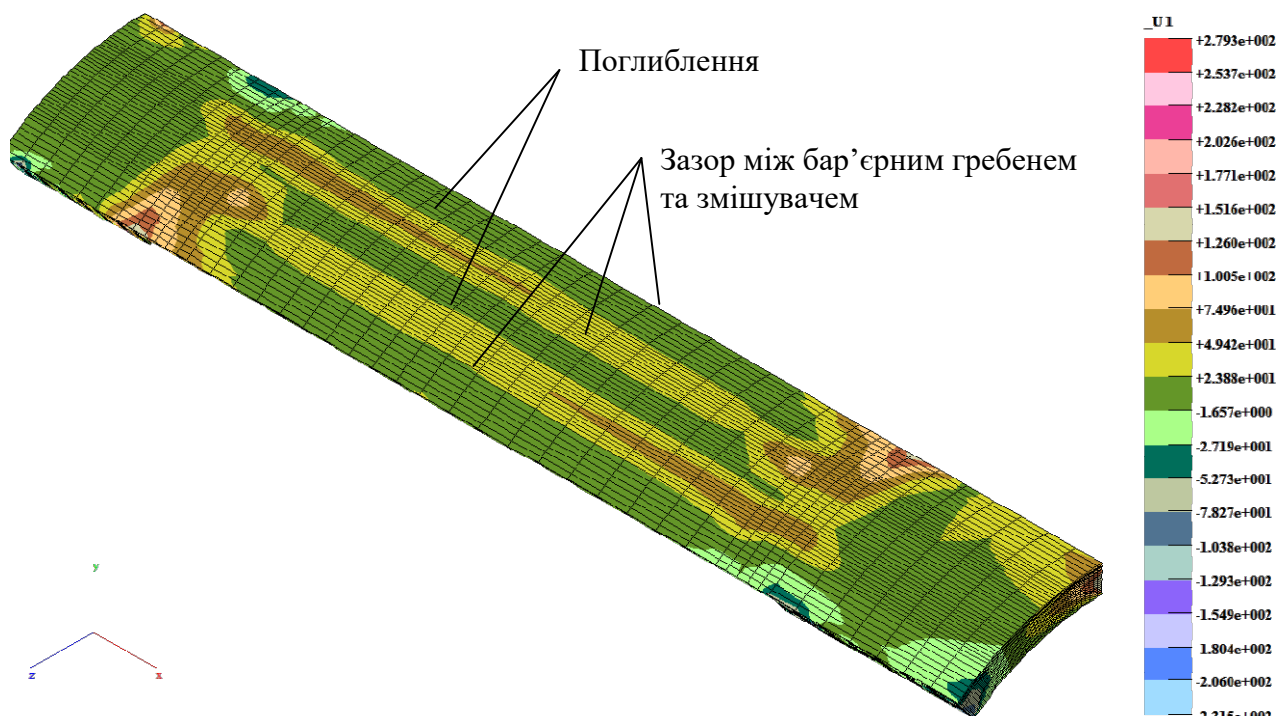


Рис. 3.56. Епюра розподілу поздовжніх швидкостей руху полімеру V_1 у сегменті змішувача

З епюри на рис. 3.56 видно, що в поглибленнях полімер рухається швидше, ніж в зазорі між бар'єрним гребенем та циліндром. Значення максимальної швидкості в поглибленні складає $V_1=83$ мм/с, а в зазорі $V_1=15$ мм/с, тобто розплав рухається переважно в зазорах, які становлять менший гідравлічний опір.

На виході з поглиблення у вихідний кільцевий зазор швидкості усереднюються за рахунок наявності колової швидкості та створення потоків у радіальному напрямі. На рис. 3.57 наведено епюру розподілу колових швидкостей V_3 .

З епюри видно, що крізь бар'єрний гребень відбувається перетікання полімеру. Порівнюючи розрахункові швидкості V_3 над бар'єром та поглибленнями, встановлено, що різниця між ними сягає до 40 мм/с, що свідчить про виникнення значних деформацій зсуву в зазорі між бар'єрним гребенем та корпусом.

Аналіз розподілу швидкостей в змішувачі підтверджує, що основний потік полімеру почергово ділиться на декілька підпотоків з послідовним злиттям, що свідчить про наявність розподільчого змішування. Збільшення колової швидкості над бар'єром свідчить також про виникнення додаткових деформацій зсуву в розплаві полімеру, які спричиняють дотичні напруження, що в свою чергу сприяє диспергувальному змішуванню та процесу гомогенізації.

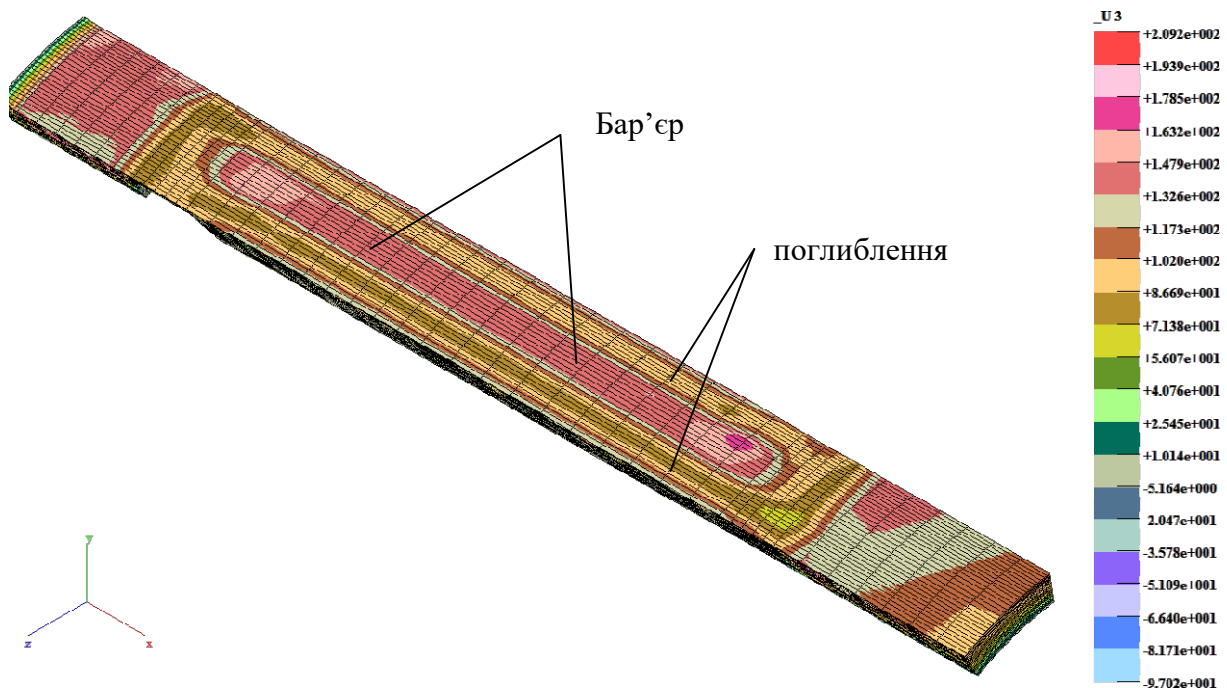


Рис. 3.57. Епюра розподілу колових швидкостей V_3

Водночас збільшення швидкості деформацій зсуву русі розплаву полімеру в змішувачі спричиняє зростання значення енергії дисипації. Оскільки течія полімеру моделюється за адіабатичних умов, то тепло, що нагромаджується в полімері в змішувачі, не буде відводитися крізь поверхні, а лише виходити з основним потоком. Отримані результати моделювання показують, що зі збільшенням довжини змішувача температура зростає. викликає значення $\text{За колових швидкостей}$, що дорівнюють $V_{\text{кол}}=110 \text{ об/с}$, відбувається зростання температури від $180 \text{ }^\circ\text{C}$ до значення $300 \text{ }^\circ\text{C}$, що неприпустимо для реального полімеру. Тому в процесах переробки полімерів обов'язково необхідно контролювати температуру розплаву в зоні змішування та коригувати температуру стінок обладнання з можливістю їхнього охолодження.

Виконано також дослідження розподілу температур в розплаві полімеру за умов термостатування стінок. На зовнішній грані задавались теплові граничні умови першого роду, за якими температура дорівнює $T=200 \text{ }^\circ\text{C}$. Розподіл температури на виході зі змішувача по висоті зазору h наведено на рис. 3.58.

З рис. 3.58 видно, що температура в розплаві за умови термостатування ззовні зросла на $43 \text{ }^\circ\text{C}$ по відношенню до початкового значення. Розподіл температури в розплаві відбувається за рахунок конвективного теплообміну і теплопровідності полімеру.

Це твердження доводиться за результатами досліджень розподілу температур по висоті зазору h зі зміною коефіцієнта теплопровідності розплаву λ . Це дає змогу встановити, якою мірою залежить розподіл температури від дії конвекції та теплопровідності. Розподіл для різних значень коефіцієнта теплопровідності наведено на рис. 3.59, з якого видно, що коефіцієнт теплопровідності впливає на розподіл температури: чим більше його значення, тим краще відбувається процес теплообміну по товщині зазору. Наприклад, для двох значень

теплопровідності одного матеріалу $\lambda=2,5 \text{ Дж/мм}^2\cdot\text{К}$ $\lambda=5 \text{ Дж/мм}^2\cdot\text{К}$ температура на внутрішній поверхні змішувача відрізняється на 10°C .

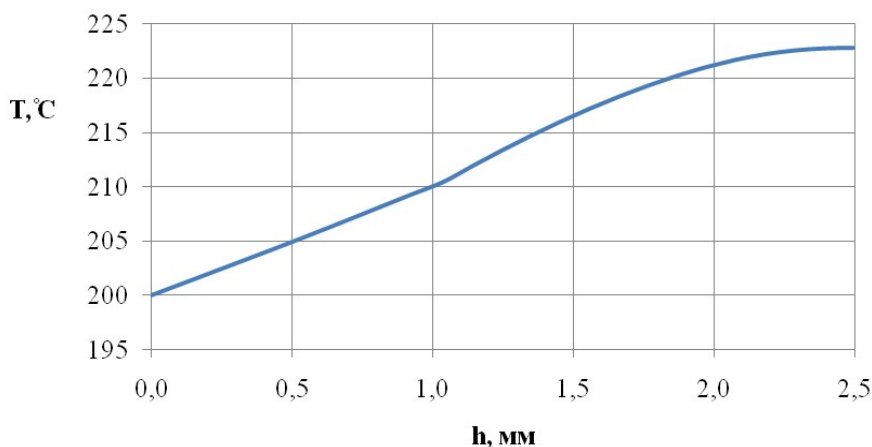


Рис. 3.58. Розподіл температури по товщині зазору h на виході зі змішувача

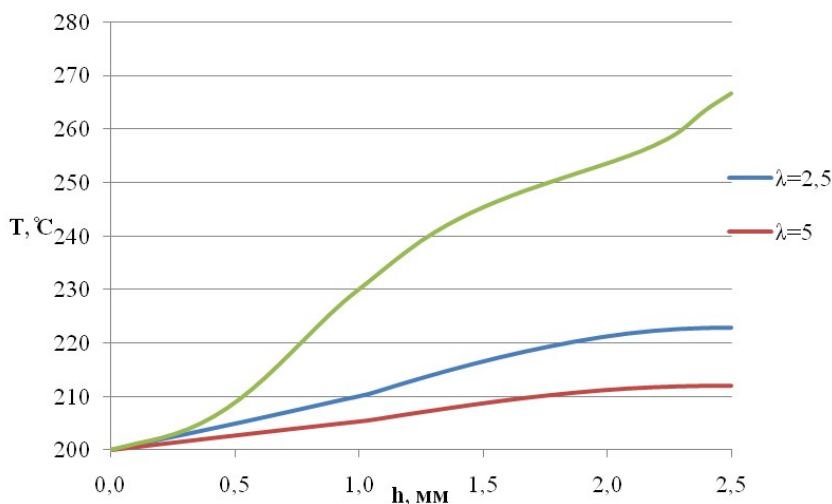


Рис. 3.59. Розподіл температури розплаву по товщині зазору h для різних значень коефіцієнта теплопровідності λ

Дослідження за умов термостатування ззовні показали, що в процесі течії розплаву в бар'єрному змішувачі з боку змішувача відбувається зростання температури до тих значень, які недопустимі для даного полімеру. Тому необхідно також термостатувати змішувач з боку шнека. На рис. 3.60 наведено розподіл температури на виході з змішувача за умов термостатування на зовнішній та внутрішній поверхнях.

З графіка видно, що за умов термостатування змішувача ззовні та середни різниця температур по товщині зазору невелика і сягає менш 1°C , тобто досягається майже повна рівномірність температур по товщині на виході зі змішувача. Максимум температури проявляється біля внутрішньої поверхні, тому що розплав полімеру там рухається менш інтенсивно, ніж біля зовнішньої, і за рахунок нагромадження в ньому зсувних деформацій, малого коефіцієнта теплопровідності та менш інтенсивного контакту зі стінкою відбувається зростання температури.

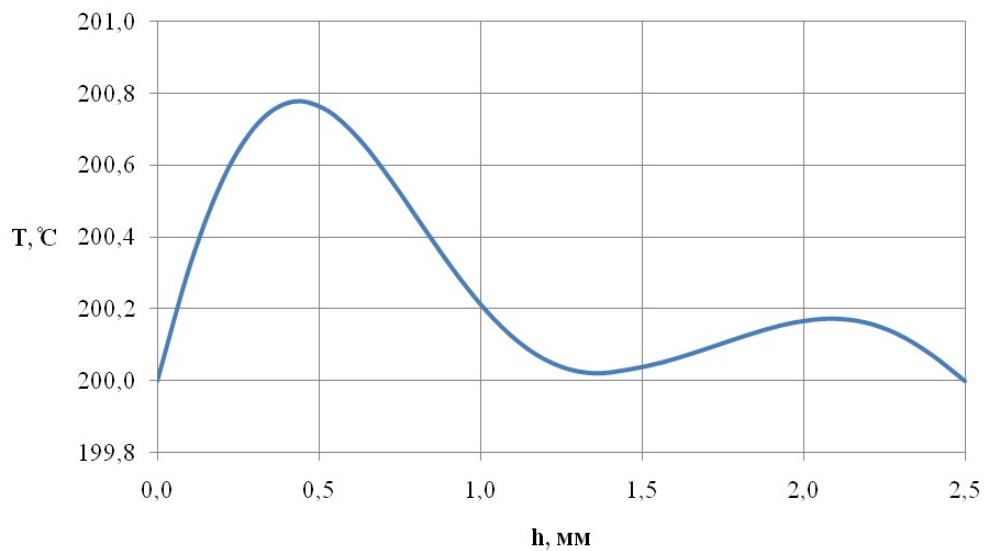


Рис. 3.60. Розподіл температури в розплаві полімеру по товщині зазору h на виході зі змішувача за умов термостатування на зовнішній та внутрішній поверхнях

З метою дослідження ефективності використання динамічних змішувачів бар'єрного типу числове моделювання проводиться за умов введення диспергованого матеріалу у вхідний кільцевий зазор змішувача за схемою, наведеною на рис. 3.61.



Рис. 3.61. Схема введення у вхідний кільцевий зазор змішувача диспергованого матеріалу в дисперсійне середовище

Схему змішувача з модельованими розмірами наведено на рис. 3.62.

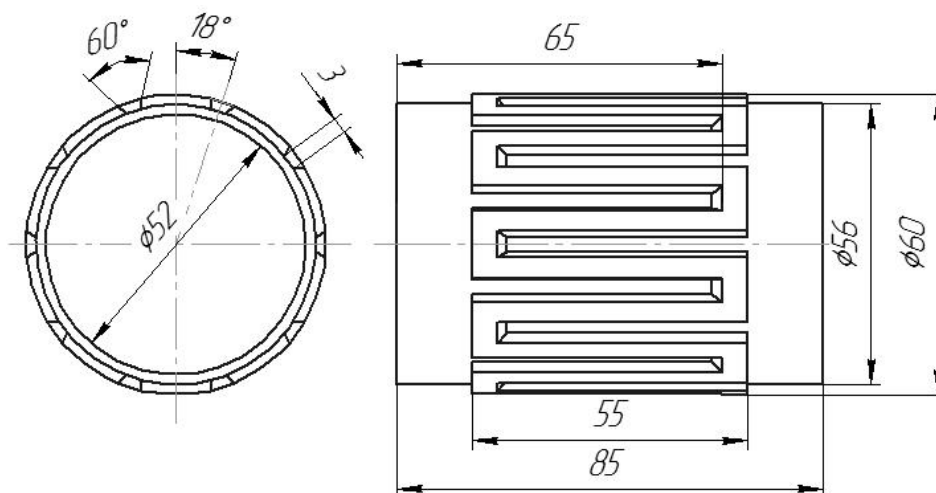


Рис. 3.62. Схема динамічного змішувача бар'єрного типу

Для дослідження задачі розподілу швидкостей течії та температури в каналах бар'єрного змішувача в цілому проводилися серії числових експериментів. Для створення проекту було підбрано раціональну густоту сітки скінченних елементів з умов збіжності, задано механічні та теплові граничні умови.

Схему розбивки бар'єрного змішувача петлевого типу на скінченні елементи наведено на рис. 3.63. Кількість елементів 100953, вузлів – 7863.

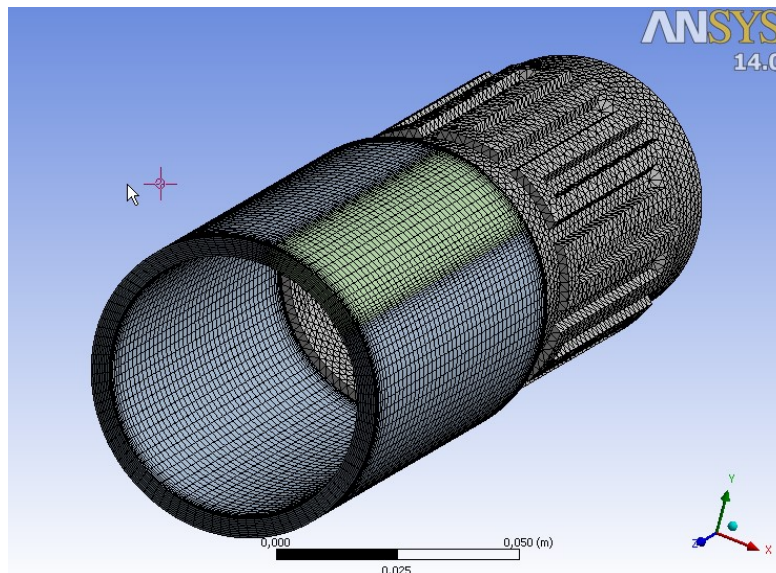


Рис. 3.63. Розрахункова схема бар'єрного змішувача

Моделювання проводиться з наданням швидкості обертання саме внутрішньому циліндру, а корпус вважається нерухомим. Граничними умовами було враховано прилипання матеріалу на стінках (швидкість матеріалу дорівнює швидкості стінок) та його проковзування при різних швидкостях обертання.

Розрахунки проведені для одного типу матеріалу ПЕВГ 15803-020. Реологічні і теплофізичні властивості матеріалу взяті при температурі 463K і відповідають таким значенням: густина $\rho=975 \text{ кг/м}^3$, теплоємність $c_p=2,0 \text{ кДж/(кг}\cdot\text{К)}$, коефіцієнт теплопровідності $\lambda_T=0,7 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$. В'язкість задавалась за законом Carreau–Yasuda.

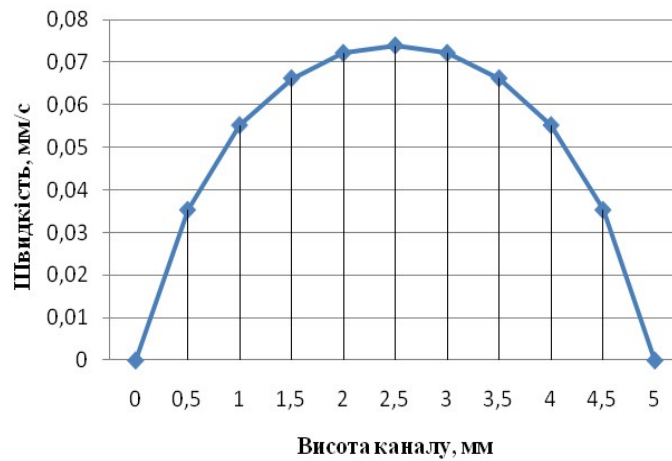
Закон зміни в'язкості від швидкості зсуву для даного матеріалу має вигляд

$$\mu = 0 + (0,1130877 \cdot 10^6 - 0) \cdot \left[1 + \left(3,108567 \cdot \dot{\gamma} \right)^{0,2620345} \right]^{((0,3624159-1)/0,2620345)}$$

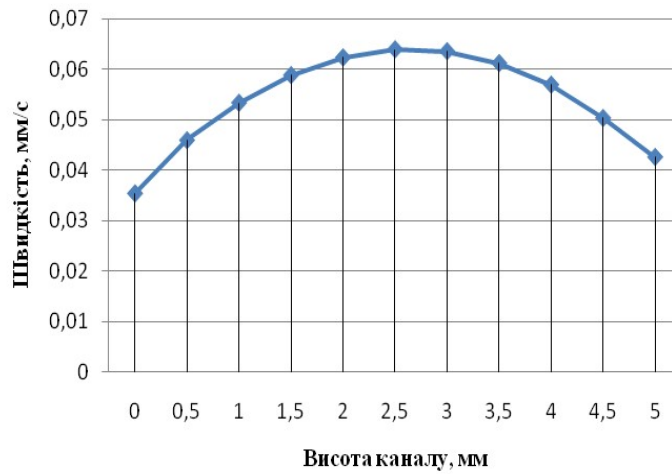
За умов прилипання на граничних шарах швидкості дорівнюють нулю, виконується умова $V_{\text{гр}}=0$. Довжину вхідної кільцевої ділянки вибрано такою, щоб на вході в зону бар'єрного змішувача виконувалась умова параболічного розподілу швидкостей. Було проведено числові досліди для течії матеріалу в циліндричному зазорі товщиною 5 мм і швидкістю $V=60 \text{ мм/с}$.

Також було проведено низку числових досліджень для встановлення розподілу швидкостей з врахуванням коефіцієнта проковзування на стінці, що базувались на дослідженнях, проведених в працях [110, 158–160], де експериментальним та розрахунковим шляхом визначався коефіцієнт пристінного тертя.

Порівняння розподілу швидкостей для обох граничних умов наведено на рис. 3.64.



a



б

Рис. 3.64. Епюри швидкості в кільцевому зазорі: *a* – за умов прилипання; *б* – за умов проковзування

Температурні умови задавались як наведено на рис. 3.65.

Температура диспергованого матеріалу: $t_1=363$ К; температура дисперсійного середовища: $t_2=463$ К; температура змішувача: $t_{3M}=463$ К; температура корпусу: $t_k=463$ К.

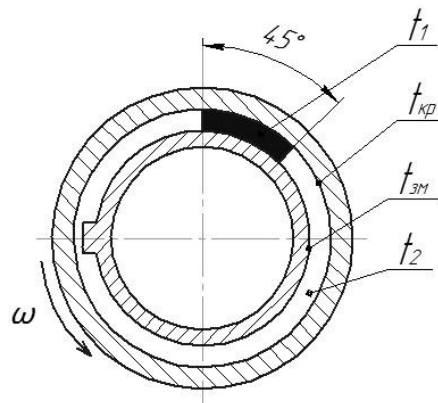


Рис. 3.65. Схема температурних граничних умов

Для оцінки розподілу температурного поля в робочих зазорах бар'єрного змішувача за умови прилипання дослідження проводили в різних площинах по висоті зазору між корпусом та гребенем і корпусом та ротором. На рис. 3.66 наведено результати досліджень розподілу температур суміші в площинах на відстанях 0,5 мм (рис. 3.66,*a*) і 2,5мм (рис. 3.66,*б*) від внутрішньої поверхні корпуса та розподіл температур компонентів у перерізі робочого зазору в місті набігання на бар'єр диспергованого матеріалу (рис. 3.67) за швидкості обертання 60 об/хв.

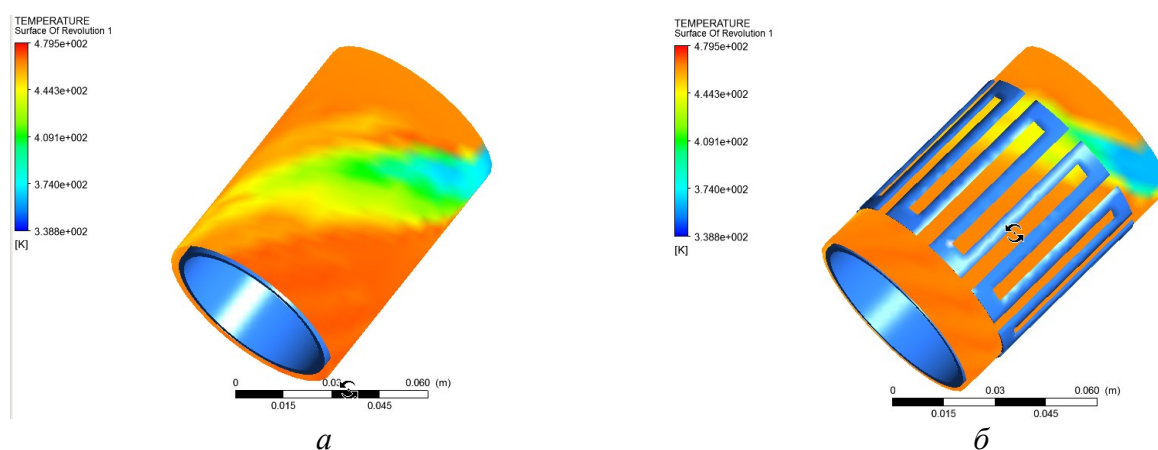


Рис. 3.66. Розподіл температур суміші в поздовжніх циліндричних перерізах робочого каналу бар'єрного змішувача: *a* – на висоті 0,5 мм від внутрішньої поверхні корпуса; *б* – на висоті 2,5 мм від внутрішньої поверхні корпуса

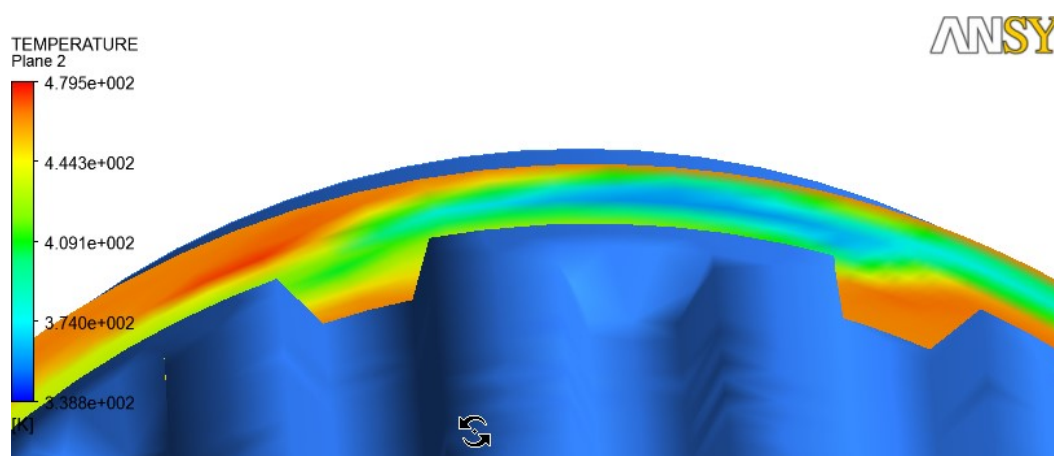


Рис. 3.67. Розподіл температур суміші в поперечних перерізах робочого каналу бар'єрного змішувача

Представлені результати числових досліджень свідчать про те, що при набіганні на бар'єри та в каналах, які вони утворюють, спостерігається інтенсивний перерозподіл температури диспергованого матеріалу. Це вочевидь спричинено зміною режиму течії матеріалу в каналах, утворених бар'єрними петлями (рис. 3.68,*a*), у зазорах над ними та за ними (рис. 3.68,*б*).

На рис. 3.69 наведено також результати досліджень розподілу температур суміші в площинах на відстанях 2,5 мм від внутрішньої поверхні корпуса та розподіл температур компонентів у вихідному перерізі робочого зазору змішувача за швидкості обертання 30 об/хв (рис. 3.69,*a*) і 90 об/хв (рис. 3.69,*б*). Мож-

на помітити, що зі збільшенням швидкості обертання диспергований матеріал потрапляє в більшу кількість каналів та зазорів і якісний розподіл температур на виході відповідно змінюється.

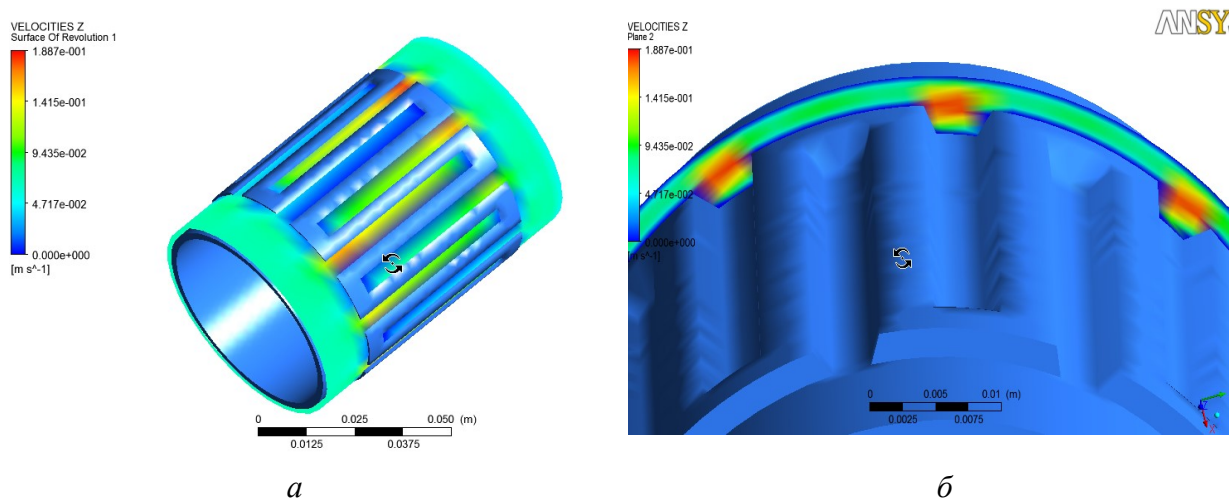


Рис. 3.68. Розподіл повздовжніх швидкостей суміші в поздовжньому та поперечному перерізах робочого каналу бар'єрного змішувача: *a* – у площині на відстані 2,5 мм від внутрішньої поверхні корпусу; *б* – у поперечному перерізі

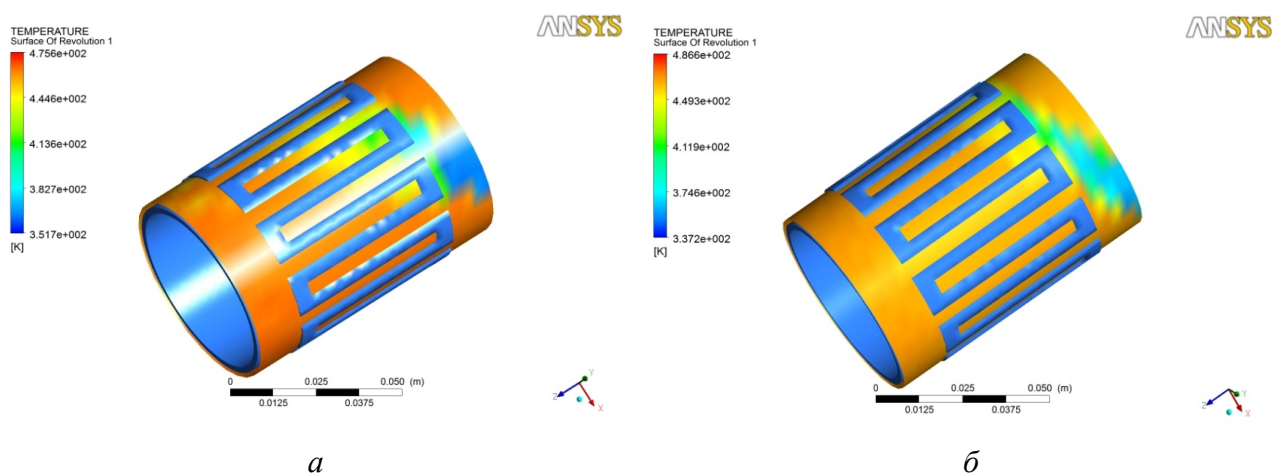


Рис. 3.69. Розподіл температур суміші в поздовжніх циліндричних перерізах робочого каналу за різних швидкостей обертання: *a* – $\omega = 30$ об/хв; *б* – $\omega = 90$ об/хв

Результати числових досліджень бар'єрного змішувача за умов прилипання приведені в табл. 3.2. Середня температура в цьому разі змінюється рівномірно, тобто зі збільшенням частоти обертання її значення у вихідному перерізі змішувача збільшується приблизно на 1 К.

Графіки розподілу середньої температури в поперечних перерізах по довжині бар'єрного змішувача за різних швидкостей обертання наведено на рис. 3.70.

Як видно із рис. 3.70, зміна середньої температури по довжині петльового змішувача на ділянці від 0 до 0,04 м відбувається досить швидко. Це пов'язано з входом в гребені змішувача холодних компонент і швидким їх розподілом в гарячих.

Таблиця 3.2. Значення середньої і різниці температур в змішувачі бар'єрного типу за умови прилипання

| Розміщення поперечного перерізу по довжині змішувача | Максимальна різниця температур у вузлових точках перерізу ΔT , К | | | Середня температура суміші $T_{сер}$, К | | |
|--|--|----------|----------|--|----------|----------|
| | Швидкість обертання | | | | | |
| L , м | 30 об/хв | 60 об/хв | 90 об/хв | 30 об/хв | 60 об/хв | 90 об/хв |
| 0 | 100 | 100 | 100 | 444,1 | 444,1 | 444,1 |
| 0,017 | 115,68 | 115,68 | 118,27 | 453,8 | 456,06 | 457,67 |
| 0,034 | 87,46 | 76,57 | 77,48 | 459,05 | 461,24 | 462,31 |
| 0,051 | 59,19 | 46,03 | 43,91 | 462,34 | 463,09 | 464,01 |
| 0,068 | 41,73 | 30,01 | 22,37 | 463,28 | 464,01 | 465,01 |
| 0,085 | 25,08 | 21,31 | 15,36 | 463,81 | 464,9 | 466,46 |

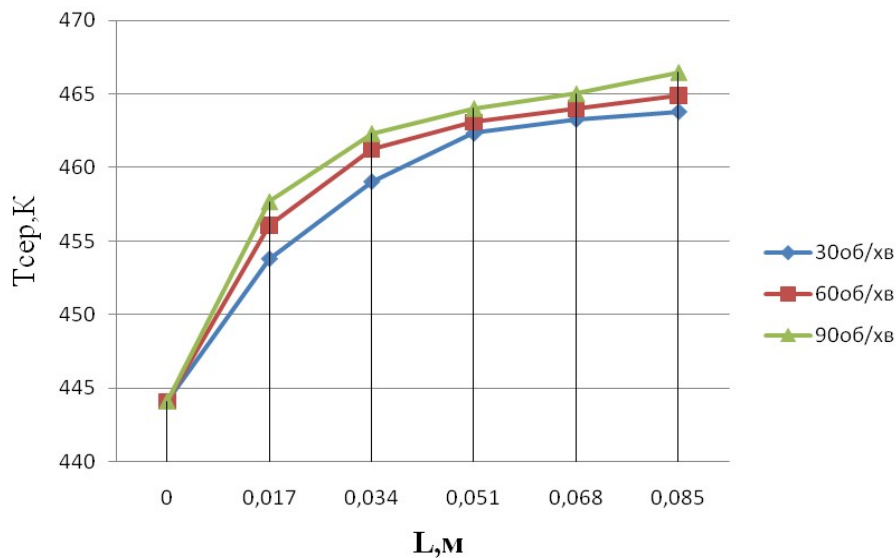


Рис. 3.70. Графік розподілу середньої температури в поперечних перерізах по довжині бар'єрного змішувача за умов прилипання

Результати досліджень ефективності використання бар'єрного змішувача за умов прилипання наведено на рис. 3.71. На вхідній зоні змішувача спостерігається підвищення різниці температур компонентів. Очевидно це зумовлено ефектом входу полімеру в бар'єрні зазори і розподільчі повздовжні канали, в яких швидкості зсуву відрізняються на декілька порядків. Це зумовлює дисипацію енергії в зазорах між гребенями і корпусом, в яких перебуває біля 88 % дисперсійного середовища з початковою температурою 463 К і 12 % диспергованого матеріалу з вхідною температурою 363 К. Очевидно все це зумовило підвищення максимальної різниці температур в суміші зі 100 К до 118 К. При подальшому проходженні суміші по каналах змішувача різниця температур в кожному з його послідовних перерізів зменшується. Мінімального значення різниці температур полімерної суміші у вихідному кільцевому перерізі змішувача досягає за швидкості обертання 90 об/хв і становить 15 К. Зменшення швидкості обертання змішувача з 90 об/хв до 30 об/хв призводить до підвищення різниці температур на виході з нього до 25 К. Якість отриманої суміші за оцінкою

по співвідношенню початкової й кінцевої різниці температур її компонентів у вхідному та вихідному перерізах за зміни частоти обертання від 30 об/хв до 90 об/хв збільшилась від 4 до 6,6 разів.

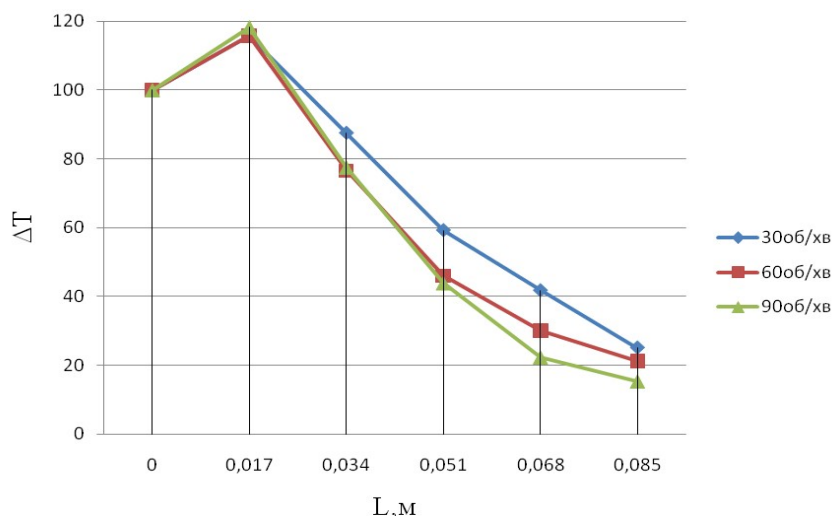


Рис. 3.71. Графік розподілу різниці температур в поперечних перерізах по довжині бар'єрного змішувача за умов прилипання

Для оцінки розподілу температурного поля в робочих зазорах бар'єрного змішувача за умов проковзування дослідження проводили в різних площинах по висоті зазору між корпусом та гребенем і корпусом та ротором. На рис. 3.72 наведено результати досліджень розподілу температур суміші в площинах на відстані 2,5 мм від внутрішньої поверхні корпуса та розподіл температур компонентів у вихідному перерізі зазору змішувача за різних швидкостей обертання.

Результати чисельних досліджень для петлевого змішувача за умов проковзування наведено в табл. 3.3. Зміна середньої температури суміші, на відміну від умов прилипання, відбувається не рівномірно. Зі збільшенням частоти обертання її значення у вихідному перерізі залишається практично незмінним і становить приблизно 462 К.

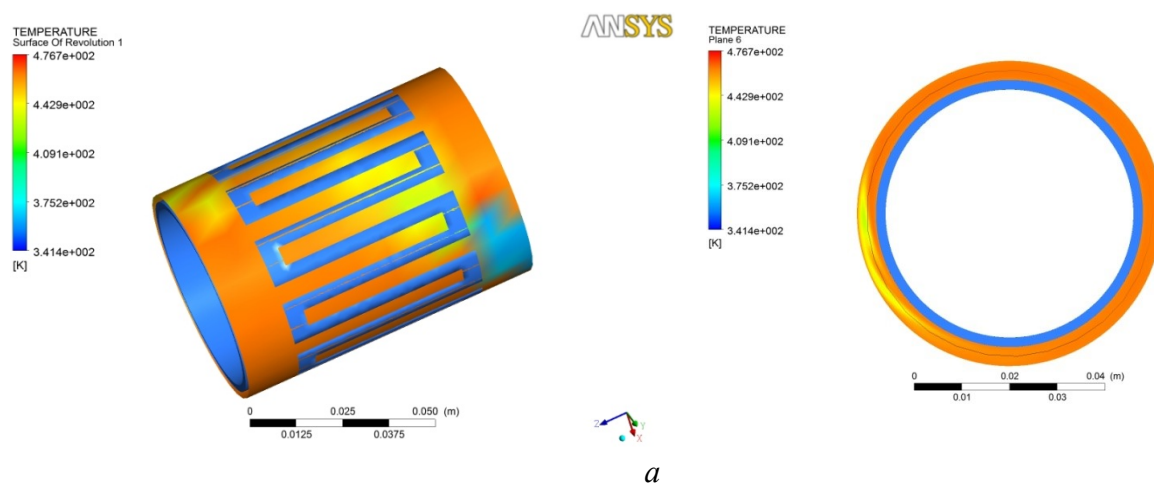


Рис. 3.72. Розподіл температур суміші в поздовжніх циліндричних перерізах та у вихідних поперечних перерізах за різних швидкостей обертання;
 а – $\omega = 30$ об/хв; б – $\omega = 60$ об/хв; в – $\omega = 90$ об/хв

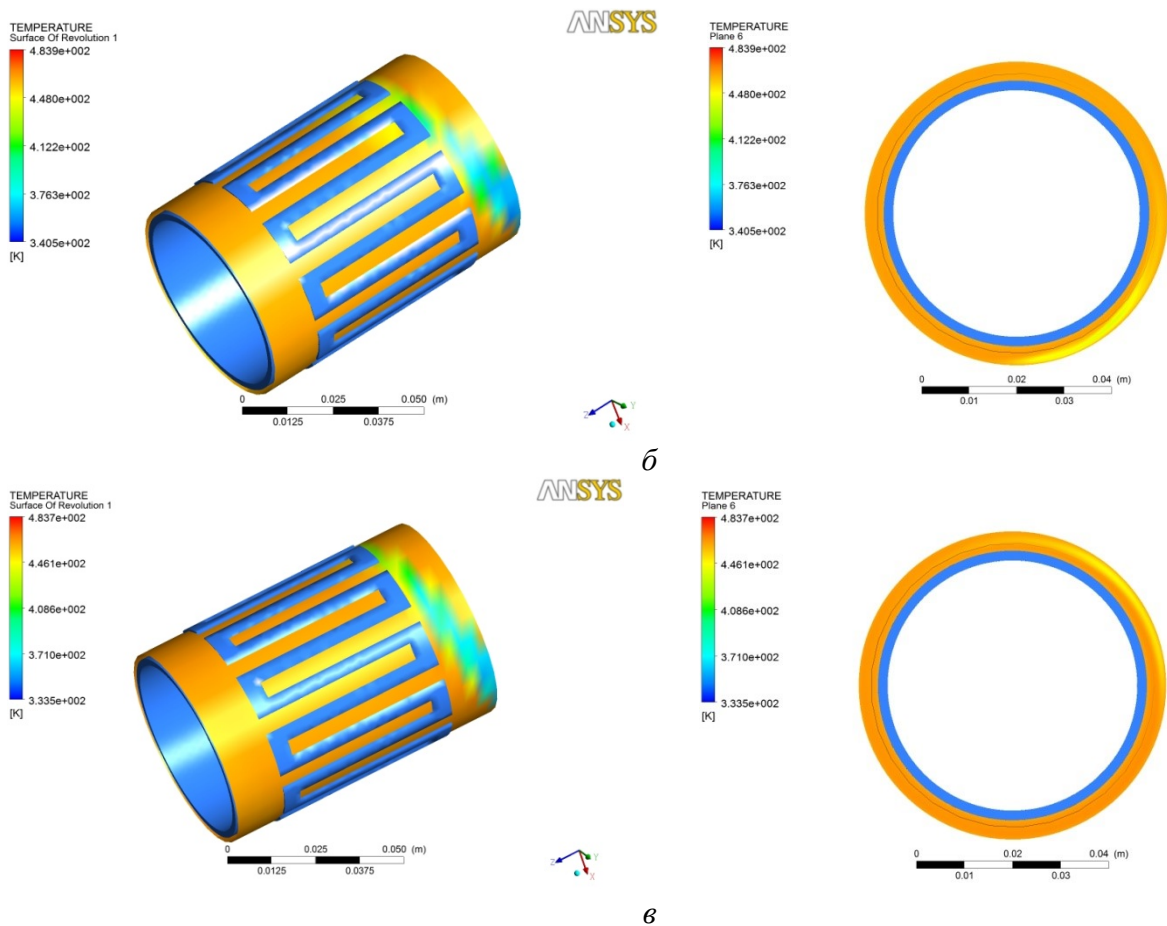


Рис. 3.72. Закінчення

Таблиця 3.3. Значення середньої і різниці температур в змішувачі бар'єрного типу за умови проковзування

| Розміщення поперечного перерізу по довжині змішувача | Максимальна різниця температур у вузлових точках перерізу ΔT , К | | | Середня температура суміші $T_{сеп}$, К | | |
|--|--|----------|----------|--|----------|----------|
| | Швидкість обертання | | | | | |
| L , м | 30 об/хв | 60 об/хв | 90 об/хв | 30 об/хв | 60 об/хв | 90 об/хв |
| 0 | 100 | 100 | 100 | 444 | 444 | 444 |
| 0,017 | 113,37 | 113,19 | 110,13 | 454,88 | 457,38 | 458,92 |
| 0,034 | 82,47 | 91,74 | 72,25 | 459,51 | 460,75 | 461,01 |
| 0,051 | 60,02 | 63,06 | 44,36 | 461,46 | 461,8 | 462,18 |
| 0,068 | 44,56 | 36,65 | 26,75 | 462,34 | 462,63 | 463,75 |
| 0,085 | 35,04 | 24,99 | 18,89 | 462,26 | 462,73 | 462,86 |

Графіки розподілу середньої температури в поперечних перерізах по довжині бар'єрного змішувача за різних швидкостей обертання в умовах проковзування наведено на рис. 3.73.

Результати досліджень ефективності використання бар'єрного змішувача за умов проковзування наведено на рис. 3.74.

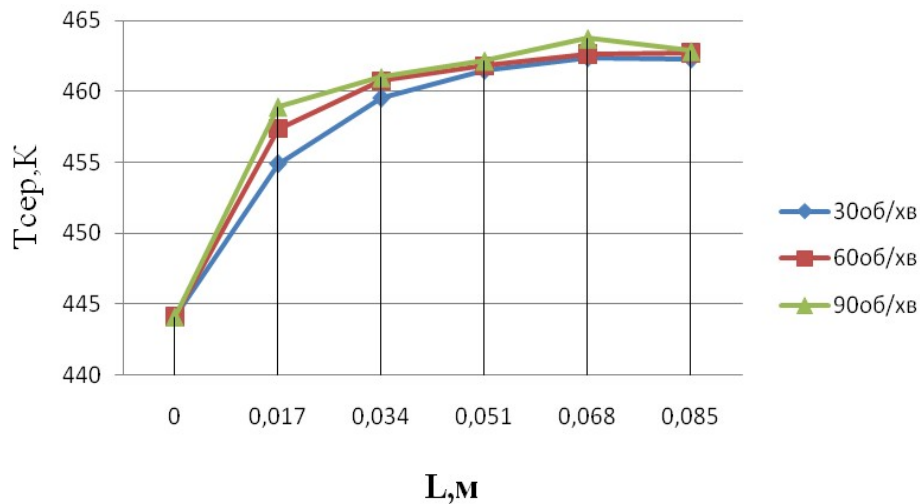


Рис. 3.73. Графік розподілу середньої температури в поперечних перерізах по довжині бар'єрного змішувача за умов проковзування

На вхідній зоні змішувача спостерігається підвищення різниці температур компонентів. Оскільки й за умов прилипання, це зумовлено ефектом входу полімеру в бар'єрні зазори і розподільчі повздовжні канали в яких швидкості зсуву відрізняються на декілька порядків. Це зумовлює дисипацію енергії в зазорах між гребенями і корпусом. Все це зумовило підвищення максимальної різниці температур в суміші зі 100 К вже до 110 К. При подальшому проходженні суміші по каналах змішувача різниця температур в кожному з його послідовних перерізів зменшується. Мінімального значення різниці температур полімерної суміші у вихідному кільцевому перерізі змішувача досягає за швидкості обертання 90 об/хв і становить 18,9 К. Зменшення швидкості обертання змішувача з 90 об/хв до 30 об/хв призводить до підвищення різниці температур на виході з нього до 35 К. Якість отриманої суміші за оцінкою по співвідношенню початкової і кінцевої різниць температур її компонентів у вхідному та вихідному перерізах за зміни частоти обертання від 30 об/хв до 90 об/хв збільшилась від 2,86 до 5,29 рази.

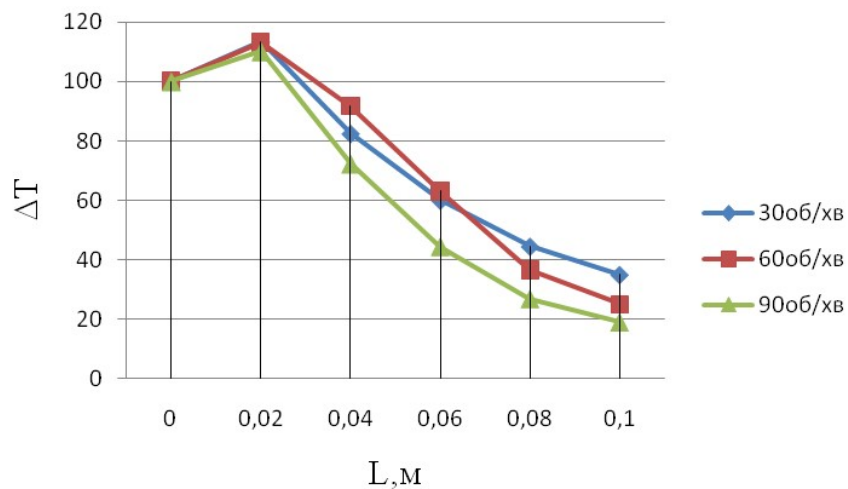


Рис. 3.74. Графік розподілу різниці температур в поперечних перерізах по довжині змішувача

Порівняльний аналіз результатів досліджень в бар'єрному змішувачі проводився по середній температурі та різниці температур суміші у вихідному перерізі змішувача за умов прилипання матеріалу до стінок та за умов його проковзування. Графік розподілу середньої температури у вихідному перерізі бар'єрного змішувача наведено на рис. 3.75.

З рис. 3.75 можна помітити, що характер зміни середньої температури за умов проковзування зі збільшенням швидкості обертання відрізняється від умов прилипання. За умов проковзування швидкість обертання має менший вплив на розподіл температури. Це пов'язано як з енергією дисипації, так із теплообміном від поверхонь стінок. При проковзуванні матеріал менше прогрівається, оскільки його швидкість біля стінок не дорівнює нулю. Дисипація енергії також зменшується, оскільки проковзування присутнє як на стінках, так і на роторі змішувача.

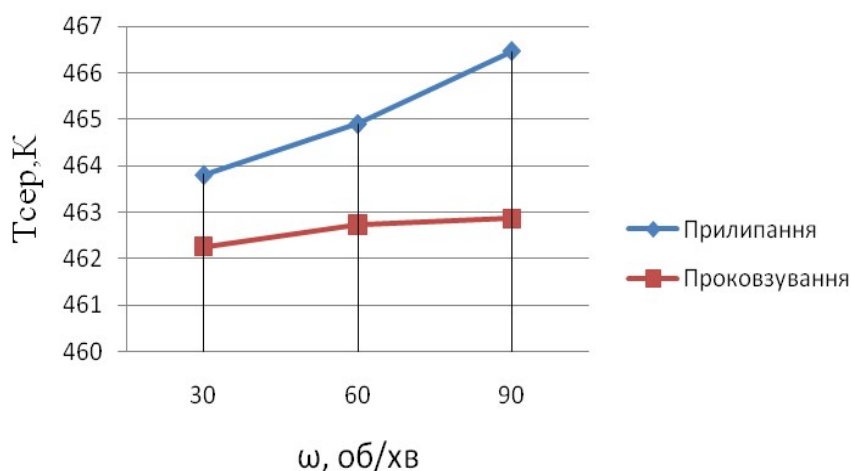


Рис. 3.75. Графік розподілу середньої температури у вихідному перерізі бар'єрного змішувача за умов проковзування і прилипання за різної швидкості обертання

Для визначення якості змішування за умов проковзування і за умов прилипання виконано порівняння зміни різниці температур у вихідному перерізі бар'єрного змішувача за різних швидкостей обертання (рис. 3.76).

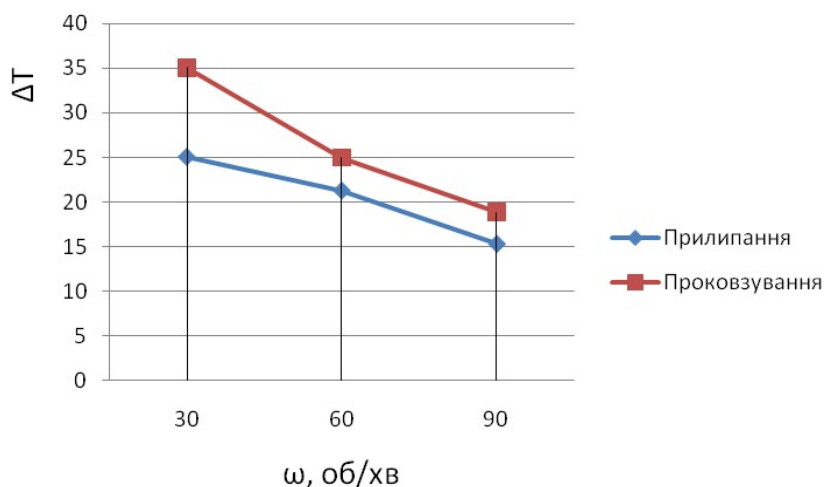


Рис. 3.76. Графік розподілу різниці температур у вихідному перерізі бар'єрного змішувача за умов проковзування і прилипання за різної швидкості обертання

На рис. 3.76 спостерігається певна закономірність зміни різниці температур, так за швидкості обертання 30 об/хв значення за умов проковзування зменшується майже на 10 К від умов прилипання, а за швидкості обертання 60 об/хв і 90 об/хв на 3,68 К і 2,53 К, відповідно. Така зміна різниці температур пов'язане зі збільшенням швидкості.

3.4. Моделювання процесів змішування

3.4.1. Моделювання розподілу концентрації барвника в коаксіальному зазорі динамічних змішувачів

Динамічні змішувальні елементи з робочими зонами у вигляді коаксіального зазору мають місце у більшості екструзійного та змішувального обладнання.

Дослідження розподілу концентрації барвника в коаксіальному каналі проводилося на основі запропонованого нового підходу визначення якості суміші, який полягає у безпосередньому використанні рівнянь тепломасопереносу, де за невідомі величини приймається значення концентрації барвника, тобто відношення маси барвника до маси суміші в одиниці об'єму. На основі розв'язання рівнянь руху, збереження маси й рівнянь масопереносу, доповнених геометричними рівняннями Коші та рівняннями стану Нав'є–Стокса, визначається як розподіл швидкостей руху розплаву, так і розподіл концентрації барвника в процесі руху його в каналах.

Числове моделювання проводилося за допомогою інтегрованого комплексу VESNA на основі методу скінченних елементів.

На рис. 3.77 і 3.78 наведено результати числового моделювання розподілу концентрації барвника в різних по висоті коаксіального зазору шарах полімерного матеріалу при обертотому русі внутрішнього циліндра. Потоки незабарвленого та забарвленого полімерів рухаються вздовж коаксіального зазору з однаковою швидкістю. При цьому концентрація барвника в забарвленому полімері, що подається в сегмент завширшки чверть кола, на вході в зазор приймається рівною одиниці, а в незабарвленому полімері – рівною нулю.

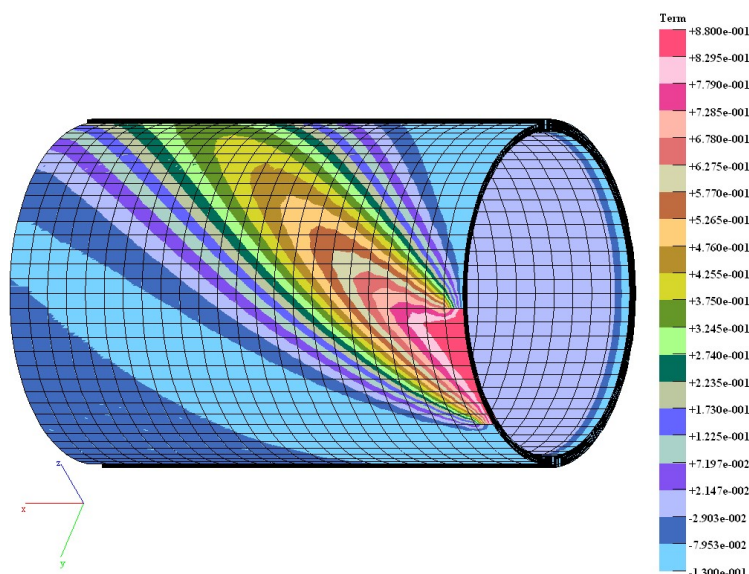


Рис. 3.77. Розподіл концентрації барвника в середніх шарах полімерного матеріалу, яким заповнений коаксіальний зазор

На рис. 3.78 наведено розподіл концентрації барвника в полімерному матеріалі поблизу внутрішнього обертового циліндра.

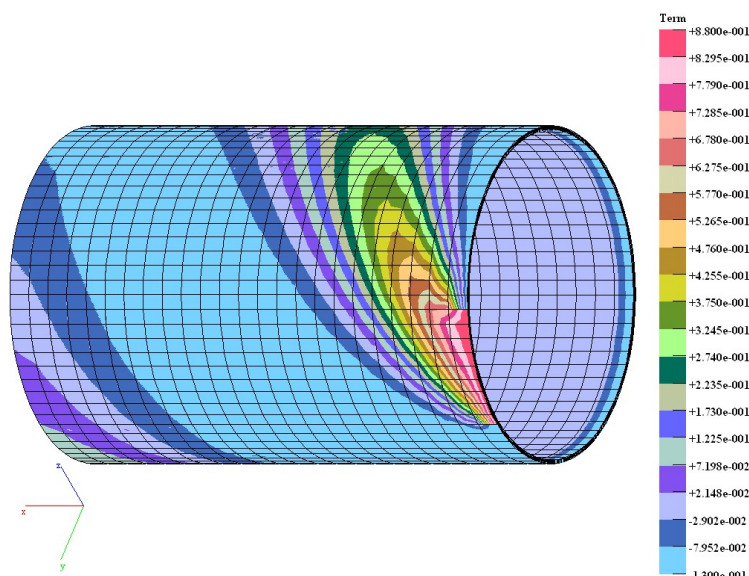


Рис. 3.78. Розподіл концентрації барвника в полімерному матеріалі поблизу внутрішнього циліндра

З порівняння якісних картин розподілу барвника, наведених на рис. 3.77 і 3.78, витікає, що процес змішування відбувається інтенсивніше у внутрішніх шарах полімеру поблизу внутрішнього обертового циліндра, оскільки градієнт швидкості біля рухомого циліндра більший і, відповідно, деформація зсуву в цих шарах полімеру також більша, що узгоджується з теоретичними та експериментальними даними.

Для кількісного аналізу процесу розподілу барвника в полімері досліджено залежність рівня концентрації останнього від довжини циліндра та шару полімерного матеріалу по товщині зазору (рис. 3.79).

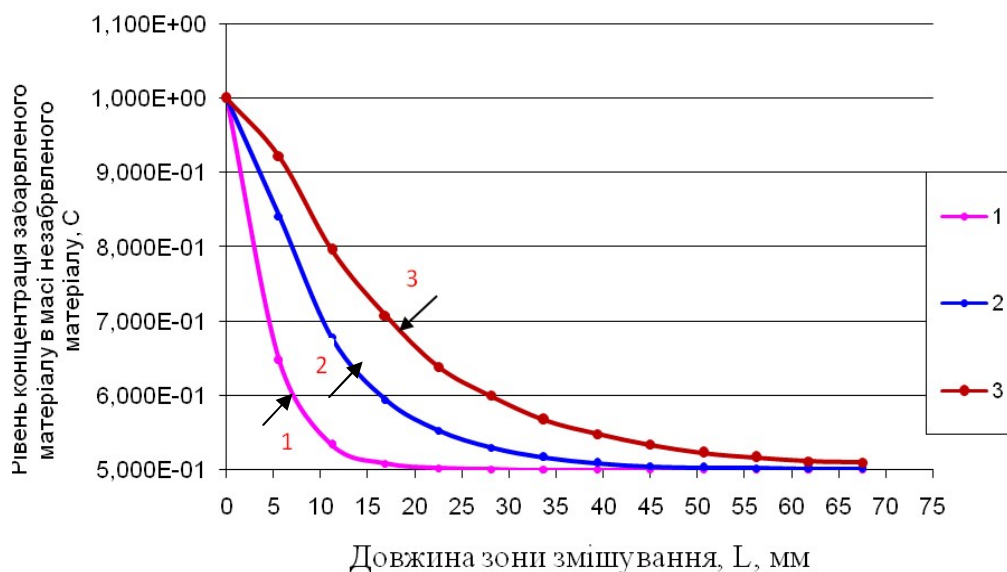
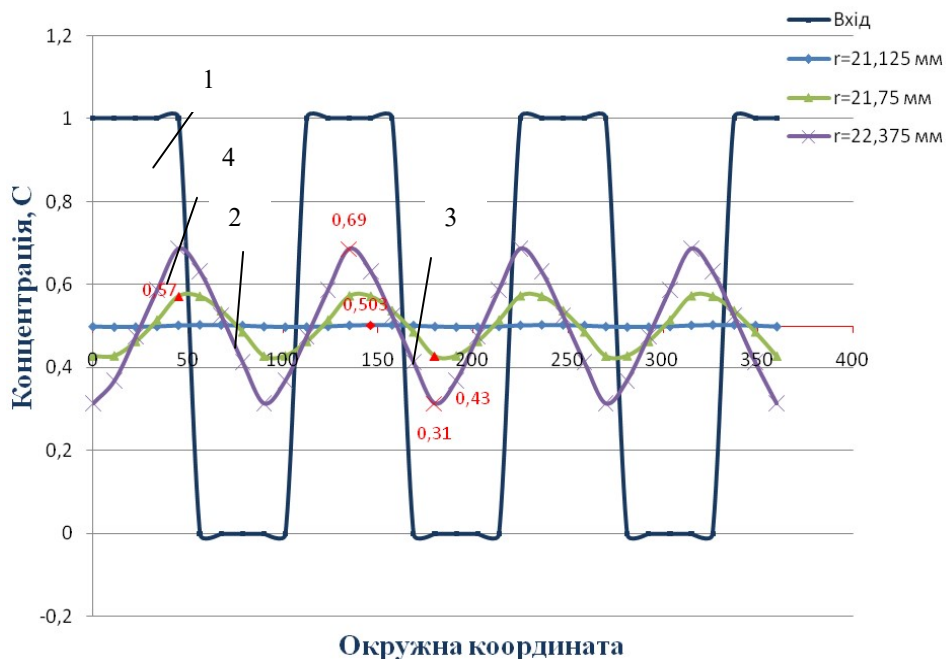


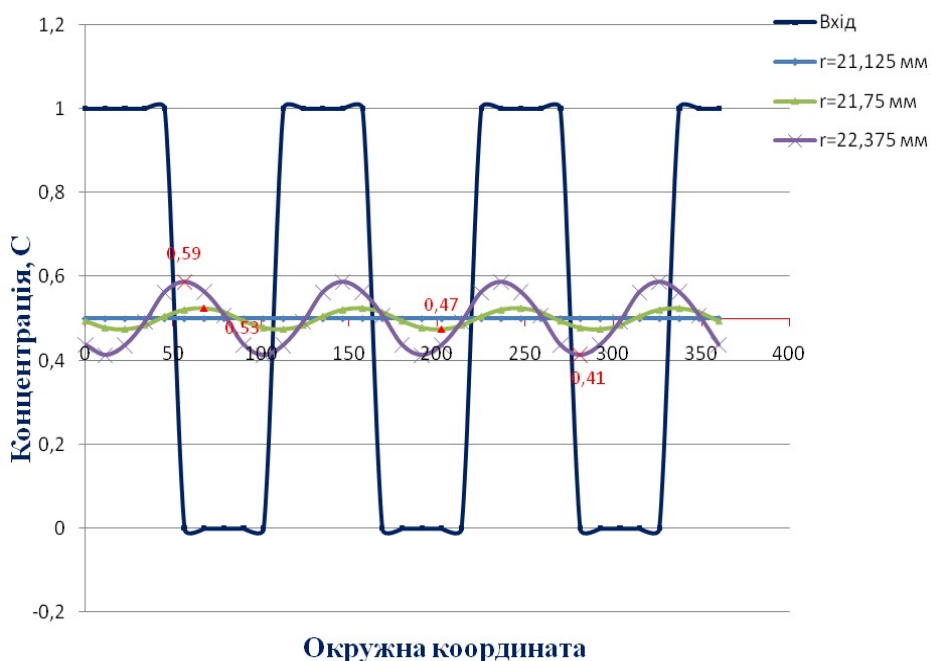
Рис. 3.79. Залежність розподілу концентрації пігменту від довжини циліндра та шару полімерного матеріалу в кільцевому зазорі: 1 – розподіл барвника в шарах полімеру поблизу рухомого циліндра; 2 – розподіл барвника в середніх шарах полімеру в радіальному зазорі; 3 – розподіл барвника в шарах полімеру поблизу нерухомого циліндра

У нижніх шарах полімерного матеріалу концентрація досягає усередненого значення на довжині $L=22,5$ мм, у середніх шарах полімерного матеріалу концентрація досягає усередненого значення на довжині $L=45$ мм, у верхніх шарах полімерного матеріалу концентрація досягає усередненого значення на довжині $L=63$ мм. Тобто перерозподіл компонентів суміші відбувається більш інтенсивно в тих шарах полімеру, де спостерігається більша деформація зсуву.

На рис. 3.80 наведено зміну розподілу барвника по коловій координаті вздовж зони змішування.

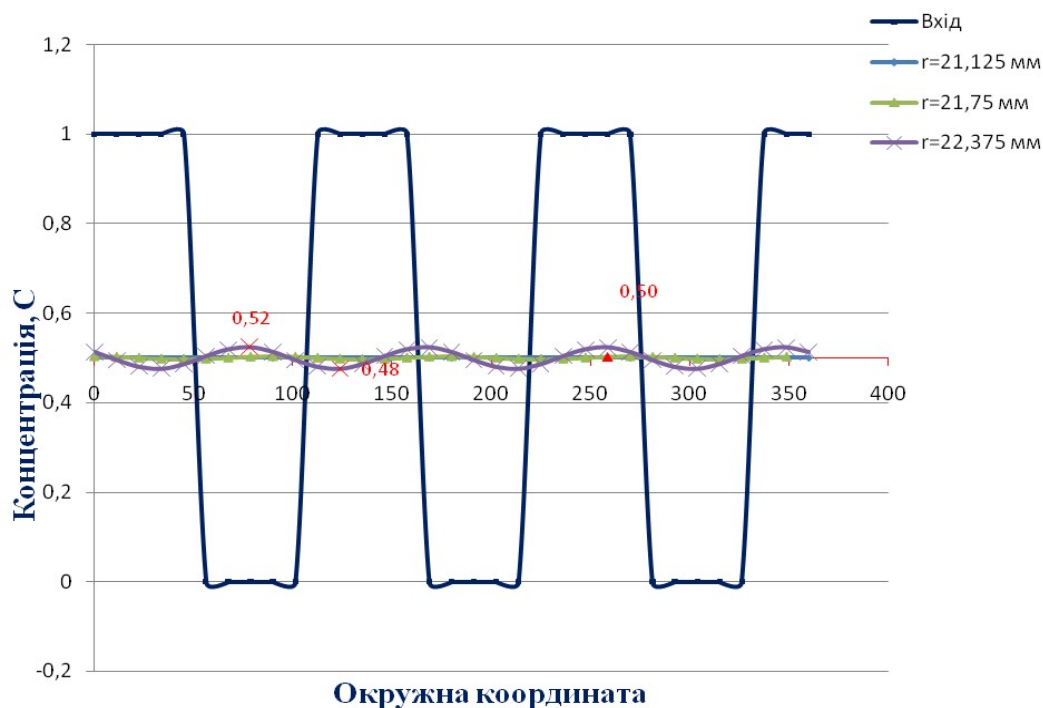


a



б

Рис. 3.80. Зміна розподілу барвника по коловій координаті вздовж зони змішування:
a – у перерізі на довжині $L = 22,5$ мм, *б* – у перерізі на довжині $L = 45$ мм;
в – у перерізі на довжині $L = 67,5$ мм; 1 – рівень концентрації барвника на вході
в коаксiальний зазор; 2 – рівень концентрації барвника на $r = 21,125$ мм; 3 – рівень
концентрації барвника на $r = 21,75$ мм; 4 – рівень концентрації барвника на $r = 22,375$ мм



в

Рис. 3.80, закінчення

Криві 1, 2, 3, 4 характеризують рівень концентрації по окружній координаті на різних радіусах та довжині змішування L .

З рис. 3.80,а видно, що при $L=22,5$ мм і $r=21,125$ мм відносне відхилення від середнього значення концентрації становить 0,6 %, тобто рівень неоднорідності суміші складає 0,6 %; на $r=21,75$ мм – 14 %; на $r=22,375$ мм – 38 %.

З рис. 3.80,б видно, що при $L=45$ мм і $r=21,125$ мм відносне відхилення від середнього значення концентрації відсутнє, що відповідає повному змішуванню; на $r=21,75$ мм – 6%; на $r=22,375$ мм – 18%.

З рис. 3.80,в видно, що при $L=67,5$ мм і $r=21,125$ мм відносне відхилення від середнього значення концентрації також відсутнє; на $r=21,75$ мм – також 0 %; на $r=22,375$ мм – 4 %.

Результати оцінки значення відносного відхилення якості змішування від середньої концентрації суміші зведені в табл. 3.4.

Таблиця 3.4. Відносне відхилення якості змішування від середньої концентрації суміші по коловій координаті при різних радіусах і довжинах зони змішування

| Довжина | $r = 21,125$ мм | $r = 21,75$ мм | $r = 22,375$ мм |
|----------------|-----------------|----------------|-----------------|
| $L = 11,25$ мм | 10% | 56% | 72% |
| $L = 22,5$ мм | 0,6% | 14% | 38% |
| $L = 45$ мм | 0% | 6% | 18% |
| $L = 56,25$ мм | 0% | 2% | 8% |
| $L = 67,5$ мм | 0% | 0% | 4% |

Отримані результати показують, що на вході в зону змішування є чітка межа між забарвленою і незабарвленою компонентами. У процесі руху поліме-

рного розплаву вздовж коаксіального зазору спостерігається розмив границі між забарвленим і незабарвленим матеріалами, причому цей розмив відбувається неоднаково по товщині зазору. Вершини даних кривих – зони, де зміна концентрації матеріалу відбувається найповільніше. Коли розмиті границі доходять до центру, спостерігається розмивання вершин даних кривих, тобто якість суміші починає вирівнюватися і прямувати до усередненого значення концентрації. По довжині зони змішування амплітуда хвилеподібної зміни концентрації барвника зменшується, що свідчить про вирівнювання кількості пігменту по окружній координаті. Тобто, можна зробити висновок, що змішування відбувається нерівномірно по радіусу і краще змішуються шари полімеру, де градієнт швидкості більше, тобто біля рухомої поверхні зони змішування.

Отримані результати дослідження процесу змішування в коаксіальному зазорі в радіальному напрямку показують, що при ламінарній течії не спостерігається процес переносу матеріалу між шарами. У шарах, які розташовані в межах $r=21$ мм – 21,75 мм, концентрація незабарвленого полімерного матеріалу лишається сталою при течії вздовж всієї довжини коаксіального зазору і її значення є рівним значенню концентрації незабарвленого полімерного матеріалу на вході, тобто дорівнює нулю. У шарах полімеру в межах $r=21,75$ мм – 22,5 мм концентрація забарвленого полімерного матеріалу змінюється, спостерігається поступове покращення якості змішування і усереднення концентрації до 0,5.

Результати досліджень зміни концентрації барвника на різних радіусах коаксіального зазору по його довжині наведено в табл. 3.5.

Таблиця 3.5. Залежність концентрації барвника від радіуса в коаксіальному зазорі та його довжини

| Радіус в зазорі, мм | Довжина шляху в зазорі, мм | Концентрація |
|---------------------|----------------------------|--------------|
| 22 | 22,5 | 0,204 |
| 22 | 45 | 0,228 |
| 22 | 67,5 | 0,232 |
| 22,125 | 22,5 | 0,422 |
| 22,125 | 45 | 0,437 |
| 22,125 | 67,5 | 0,441 |
| 22,25 | 22,5 | 0,452 |
| 22,25 | 45 | 0,467 |
| 22,25 | 67,5 | 0,497 |
| 22,375 | 22,5 | 0,465 |
| 22,375 | 45 | 0,463 |
| 22,375 | 67,5 | 0,504 |

Отже, зі збільшенням довжини зони змішування концентрація суміші на радіусах $r=21,75$ мм – 22,5 мм прямує до усередненого значення, яке, виходячи із співвідношення подачі забарвленого та незабарвленого полімеру на вході, має становити 0,5. Концентрація незабарвленого полімеру на менших радіусах лишається незмінною порівняно з концентрацією незабарвленого полімеру, тобто, очевидно, що при ламінарній течії полімерного матеріалу в розглянуто-

му коаксіальному зазорі змішування між шарами не відбувається, оскільки в радіальному напрямку течія є прямолінійною й незбуреною.

На рис. 3.81 наведено зміну концентрації барвника по довжині зони змішування за різної швидкості обертання.

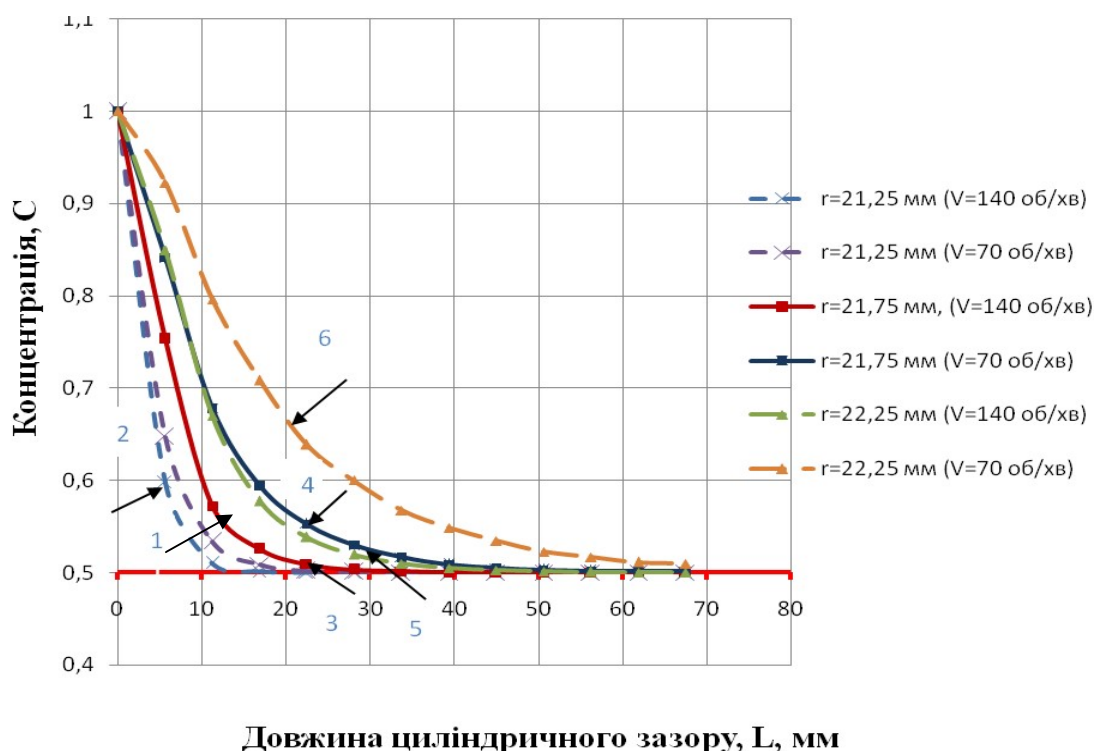


Рис. 3.81. Інтенсивність змішування по довжині коаксіального зазору при різній швидкості обертання внутрішнього циліндра: 1, 2 – швидкість змішування на $r = 21,25$ мм з $n = 140$ об/хв і $n = 70$ об/хв відповідно; 3, 4 – швидкість змішування на $r = 21,75$ мм з $n = 140$ об/хв і $n = 70$ об/хв відповідно; 5, 6 – швидкість змішування на $r = 22,25$ мм з $n = 140$ об/хв і $n = 70$ об/хв відповідно

Отримані результати показують, що на $r=21,25$ мм з $n=140$ об/хв значення концентрації стає рівним 0,5 на довжині коаксіального зазору в 12 мм, а з $n=70$ об/хв на довжині 22 мм. На $r=21,75$ мм з $n=140$ об/хв значення концентрації барвника стає рівним 0,5 на довжині коаксіального зазору 28 мм, а з $n=70$ об/хв на довжині 48 мм. На $r=22,25$ мм з $n=140$ об/хв значення концентрації стає рівним 0,5 на довжині коаксіального зазору 43 мм, а при $n=70$ об/хв на довжині 70 мм.

Результати показують, що при вдвічі більшій лінійній швидкості обертання, концентрація суміші вирівнюється на довжині зони змішування, яка не є вдвічі меншою від довжини зони змішування при лінійній швидкості обертання $n=70$ об/хв. Тому під час проектування динамічних змішувачів доцільніше виконувати довшу зону змішування, ніж підвищувати швидкості обертання обертового руху ротора.

Отже, розроблена методика числового моделювання процесу змішування в коаксіальному зазорі полімерного обладнання дає змогу визначити обґрунтовані конструктивні параметри зони змішування.

3.4.2. Аналіз результатів числових експериментів процесів змішування розплавів полімерів з барвниками в коаксіальному зазорі з радіальними бар'єрами

У промисловості переробки полімерних матеріалів у виробі широко використовуються динамічні змішувальні елементи бар'єрного типу [161–166]. Для моделювання течії розплавів полімерів і динаміки змішування їх з барвниками в каналах таких змішувачів застосовували програмний комплекс VESNA.

3.4.2.1. Дослідження змішування барвника з полімером у коаксіальному зазорі з радіальним бар'єром на внутрішньому циліндрі

Змішувальна ефективність різних конструктивних зон полімерного обладнання визначається динамікою потоків в них.

На рис. 3.82 у спектральному вигляді наведено епюру розподілу поступальної швидкості полімерного матеріалу при проходженні радіального бар'єру на внутрішньому циліндрі коаксіального зазору.

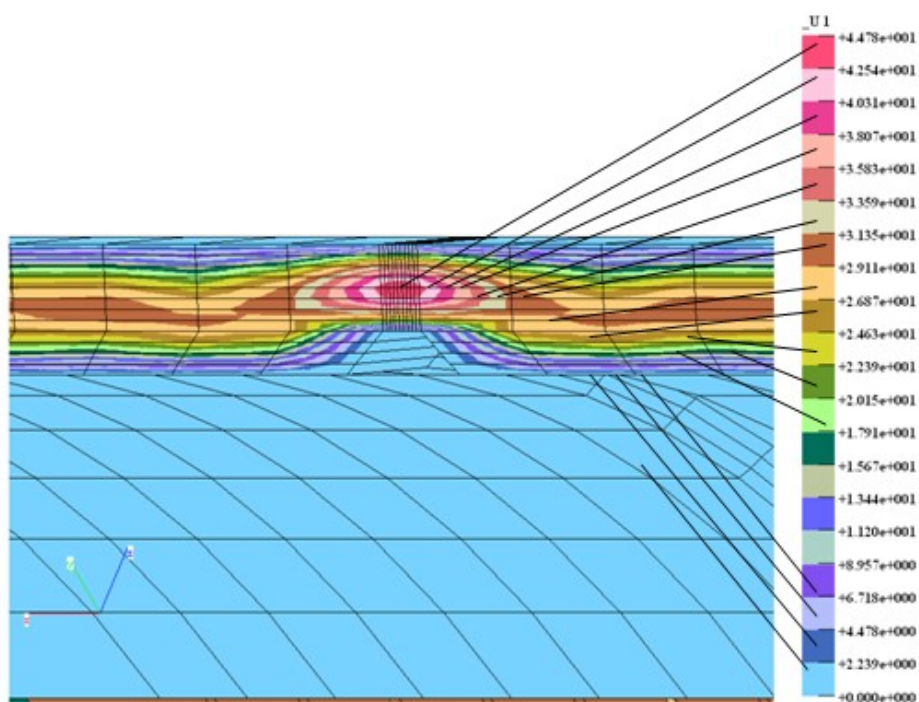


Рис. 3.82. Епюра розподілу поступальної швидкості в спектральному вигляді

У зоні розташування радіального бар'єру швидкість течії полімерного розплаву суттєво змінюється.

На рис. 3.83 наведено графік поступальної швидкості полімерного матеріалу безпосередньо перед радіальним бар'єром.

З графіка на рис. 3.83 видно, що при $R=21$ мм – 21,5 мм утворилася застійна зона і поступальна швидкість полімеру дорівнює 0, а при $R=21,5$ мм – 22,5 мм спостерігається розподіл швидкості по параболічному закону, причому максимальна швидкість становить $V = 43,7$ мм/с.

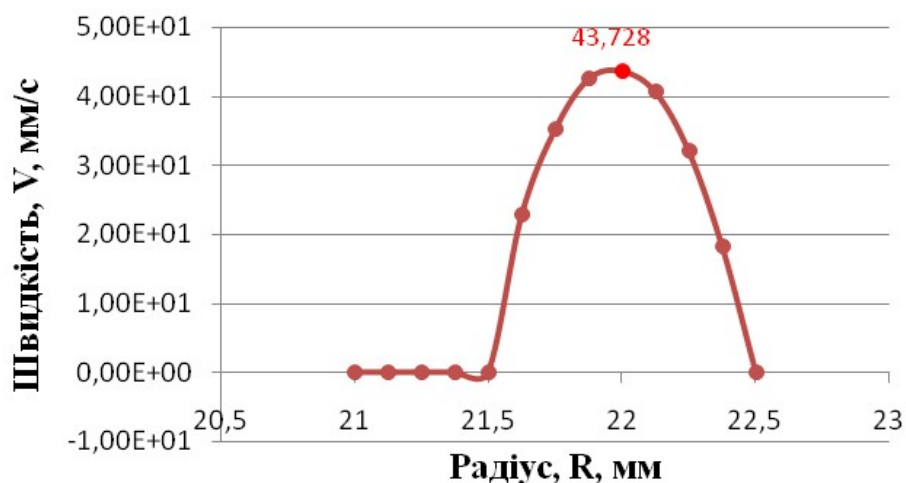


Рис. 3.83. Поступальна швидкість перед радіальним бар'єром

На рис. 3.84 наведено розподіл поступальної швидкості матеріалу на виході із зазору.

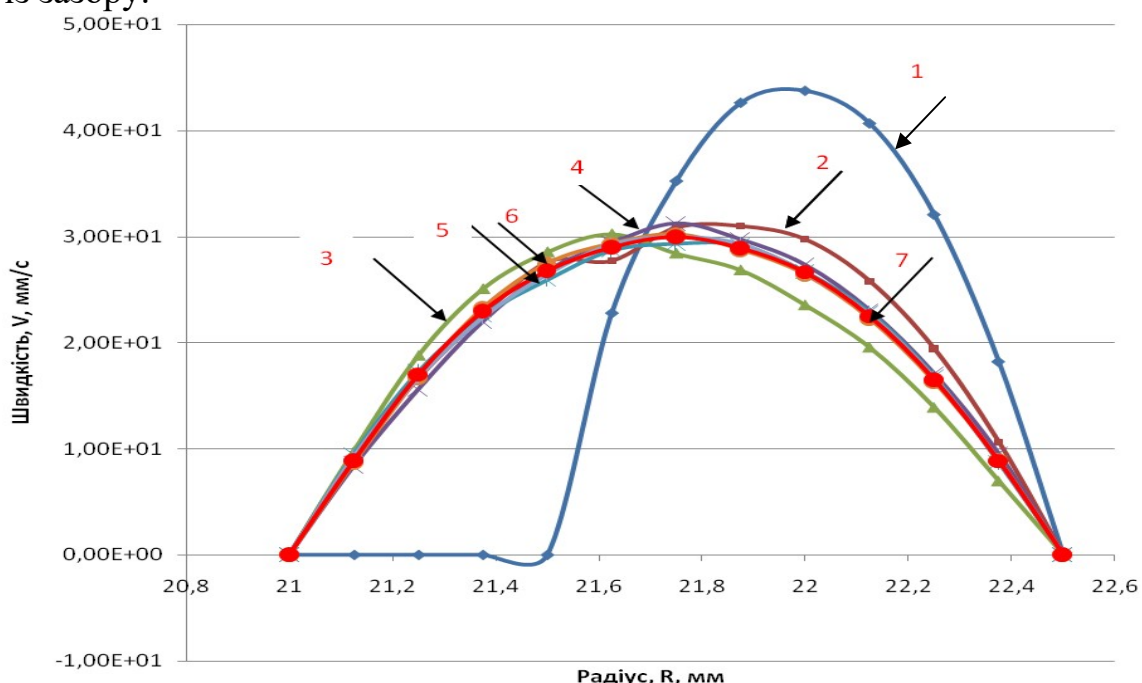


Рис. 3.84. Стабілізація поступальної швидкості течії полімеру на виході із зазору:

- 1 – поступальна швидкість на виході із зазору $V_{\max} = 43,7$ мм/с ($L = 33$ мм) ;
- 2 – поступальна швидкість $V_{\max} = 31$ мм/с на довжині $L = 34,17$ мм ; 3 – $V_{\max} = 30,3$ мм/с на $L = 35,34$ мм ; 4 – $V_{\max} = 31,3$ мм/с на $L = 36,51$ мм ; 5 – $V_{\max} = 29,4$ мм/с на $L = 37,68$ мм ;
- 6 – $V_{\max} = 30,2$ мм/с на $L = 38,85$ мм ; 7 – $V_{\max} = 30$ мм/с на $L = 40$ мм

Тобто значення поступальної швидкості в центральних шарах полімеру після проходження зазору між бар'єром і зовнішнім циліндром зменшується з 43,7 мм/с до 30 мм/с на шляху течії 7 мм. Отже, перерозподіл швидкостей течії полімеру в зоні радіального бар'єра зумовлює розподіл барвника і по висоті зазору.

На рис. 3.85 наведено розподіл барвника по товщині зазору перед радіальним бар'єром.

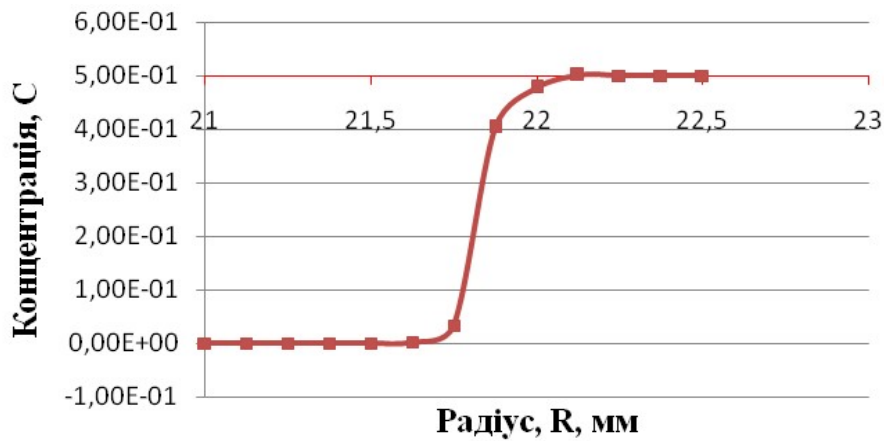


Рис. 3.85. Розподіл барвника по товщині зазору перед радіальним бар'єром

Результати доводять, що при $R=21$ мм – 21,75 мм концентрація барвника дорівнює нулю, тобто не змінюється до радіального бар'єру і відповідає значенню концентрації матеріалу на вході в зону змішування, при $R=21,75$ мм – 22,5 мм концентрація усереднюється до значення 0,5, тобто відбувається змішування матеріалів з концентраціями 0 і 1 за рахунок деформації зсуву в коловому напрямку. Між шарами полімеру по товщині зазору змішування відсутнє.

На рис. 3.85 наведено розподіл концентрації барвника на вході і на виході із зазору між радіальним бар'єром і корпусом.

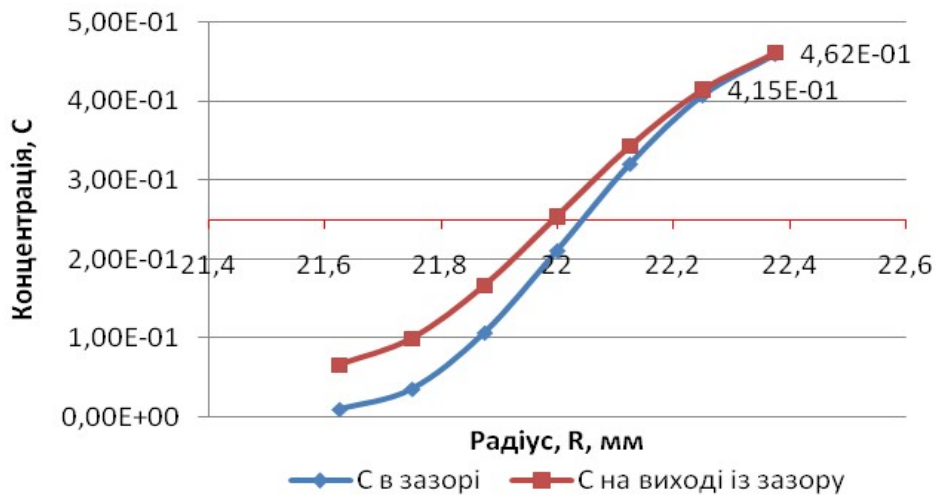


Рис. 3.85. Розподіл концентрації барвника на вході і на виході із зазору між радіальним бар'єром і корпусом

З рис. 3.85 видно, що в зазорі починається процес змішування між шарами полімеру по товщині. Концентрація матеріалу при $R=21,75$ мм – 22,5 мм починає зменшуватися, що свідчить про змішування в радіальному напрямку.

На рис. 3.86 наведено порівняння значення концентрації барвника по товщині коаксіального зазору до радіального бар'єру і на виході із зазору між радіальним бар'єром і корпусом.

Отримані результати показують, що при переході через зазор між радіальним бар'єром і корпусом відбувається змішування по товщині коаксіального зазору.

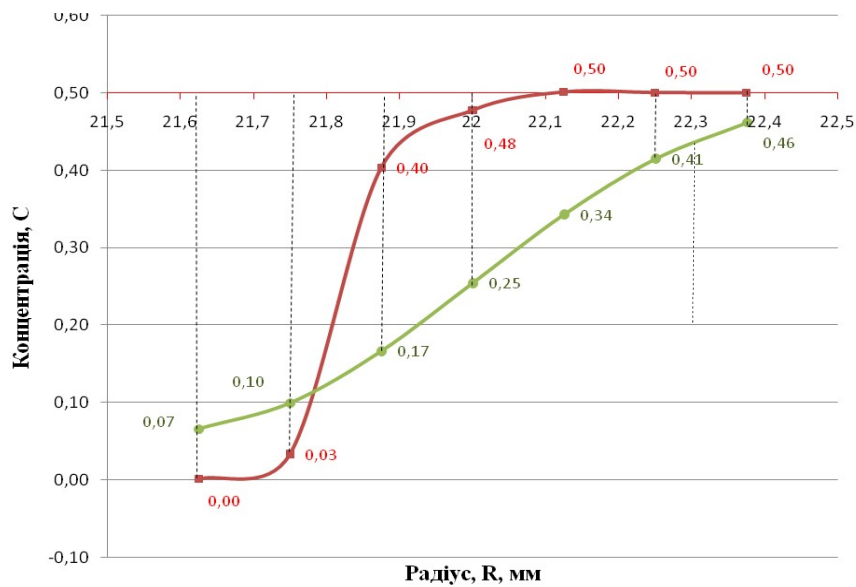


Рис. 3.86. Порівняння значення концентрації барвника по товщині коаксіального зазору до радіального бар'єру і на виході із зазору між радіальним бар'єром і корпусом

Тобто при $R=21,625$ мм – $21,75$ мм спостерігається фарбування шарів полімерного матеріалу, який до радіального бар'єру мав нульову концентрацію; при $R=21,875$ мм – $22,375$ мм концентрація суміші на виході із зазору, утвореного радіальним бар'єром зменшується, що свідчить про перемішування шарів по товщині, оскільки концентрація барвника починає прямувати до середнього значення, яке, виходячи із граничних умов, становить $0,25$.

На рис. 3.87 наведено розподіл барвника по товщині коаксіального зазору на виході із зони змішування.

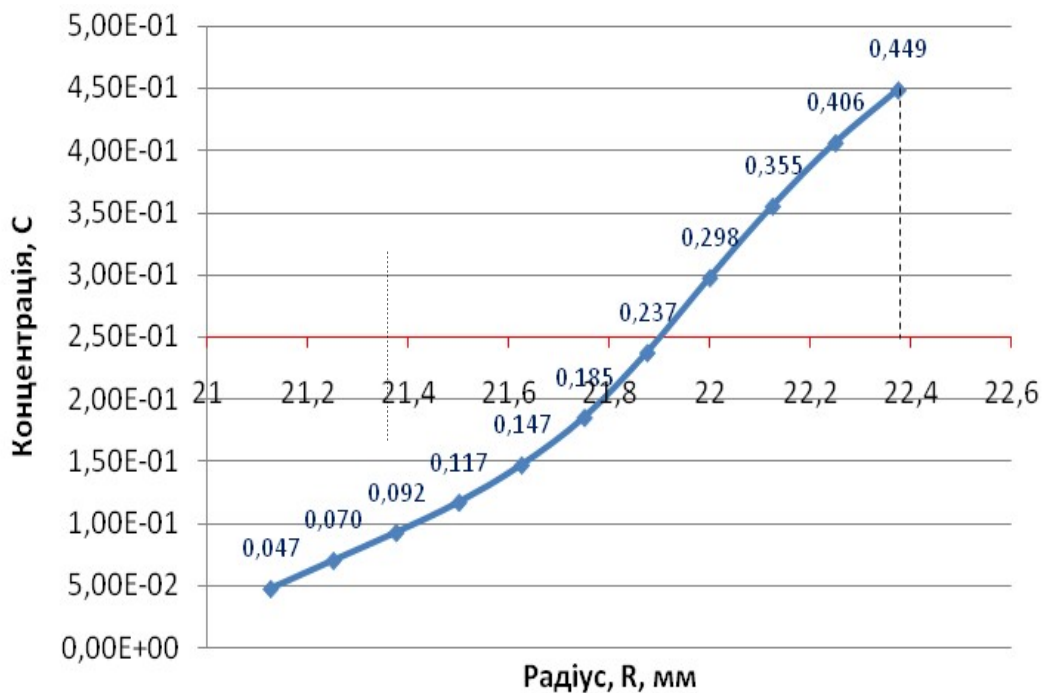


Рис. 3.87. Розподіл барвника по товщині коаксіального зазору на виході зі змішувача з одним радіальним бар'єром

Аналізуючи отримані результати, можна зробити висновок, що при перетіканні полімерним матеріалом радіального бар'єру відбувається змішування між шарами по товщині: при $R=21,125$ мм – $21,75$ мм концентрація змінюється від 0 до 0,185, при $R=21,875$ мм – $22,375$ мм концентрація змінюється від 0,237 до 0,449. Тобто спостерігається наближення концентрації до середнього значення: при $R=21,125$ мм – $21,75$ мм значення концентрації зростає, при $R=21,875$ мм – $22,375$ мм значення концентрації спадає. Концентрація суміші не стає однорідною на виході, що свідчить про недостатню інтенсивність перемішування, яка залежить від конструкції змішувальної зони, співвідношення швидкостей та інших параметрів.

На рис. 3.88 наведено зміну розподілу барвника по товщині коаксіального зазору залежно від довжини зони змішування. При $R=21$ мм – $21,75$ мм концентрація безбарвного полімеру дорівнює нулю, а при $R=21,75$ мм – $22,5$ мм – 1, тобто крива 1 відповідає граничним умовам, які задаються на вході. При $R=21$ мм – $21,75$ мм концентрація пігменту лишилася незмінною і все ще дорівнює нулю, а при $R=21,75$ мм – $22,5$ мм – концентрація усереднилась до 0,5, тобто відбулося змішування за рахунок деформації зсуву. При $R=21$ мм – $21,75$ мм значення концентрації зростає від 0 до 0,185, а при $R=21,75$ мм – $22,5$ мм значення концентрації змінюється від 0,237 до 0,449.

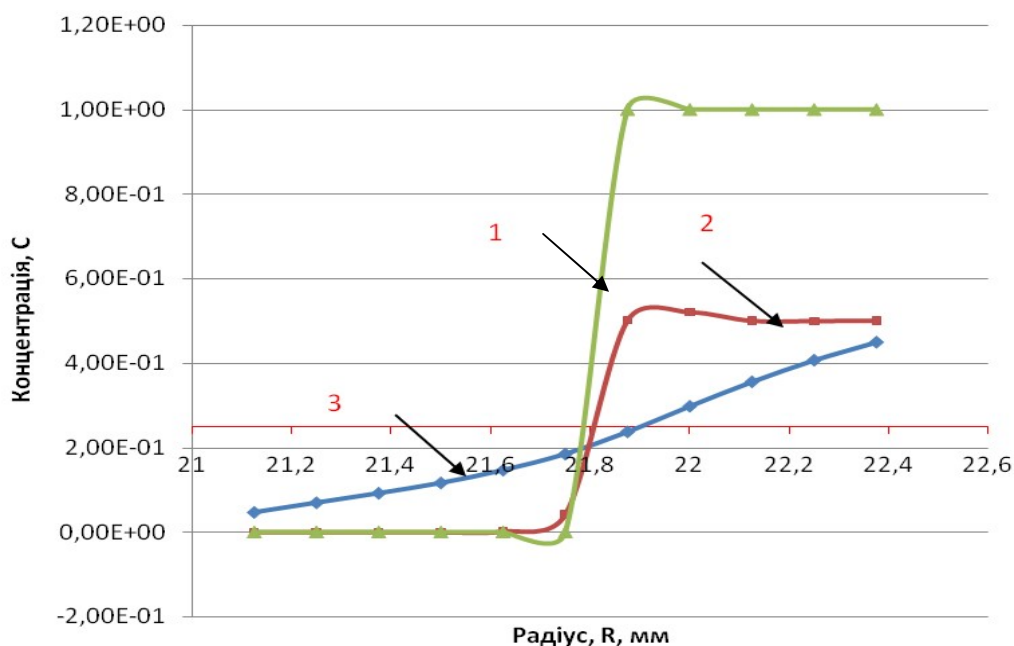


Рис. 3.88. Зміна розподілу барвника по товщині коаксіального зазору залежно від довжини зони змішування: 1 – розподіл пігменту на вході в коаксіальний зазор; 2 – розподіл пігменту в зоні коаксіального зазору перед радіальним бар'єром; 3 – розподіл пігменту на виході із зони змішування

Отже, для покращення процесу змішування в каналі необхідні радіальні конструктивні елементи, які збуджують потік у радіальному напрямку, утворюючи циркуляційні зони, що призводить до інтенсифікації змішування шарів полімерного матеріалу по товщині каналу. За відсутності таких конструктивних елементів змішування відбувається лише в коловому напрямку за рахунок деформації зсуву.

3.4.2.2. Дослідження змішування барвника з полімером у коаксіальному зазорі з двома радіальними бар'єрами на зовнішньому циліндрі і одним на внутрішньому циліндрі

З метою інтенсифікації процесу змішування використовують конструкції динамічних змішувальних елементів з радіальними бар'єрами з різноманітною конфігурацією і з розташуванням їх як на обертовому циліндрі, так і на нерухомому [161–166].

На рис. 3.89 наведено епюру розподілу поступальної швидкості течії полімеру при проходженні зони з двома радіальними бар'єрами на зовнішньому циліндрі і одним радіальним бар'єром на внутрішньому циліндрі.

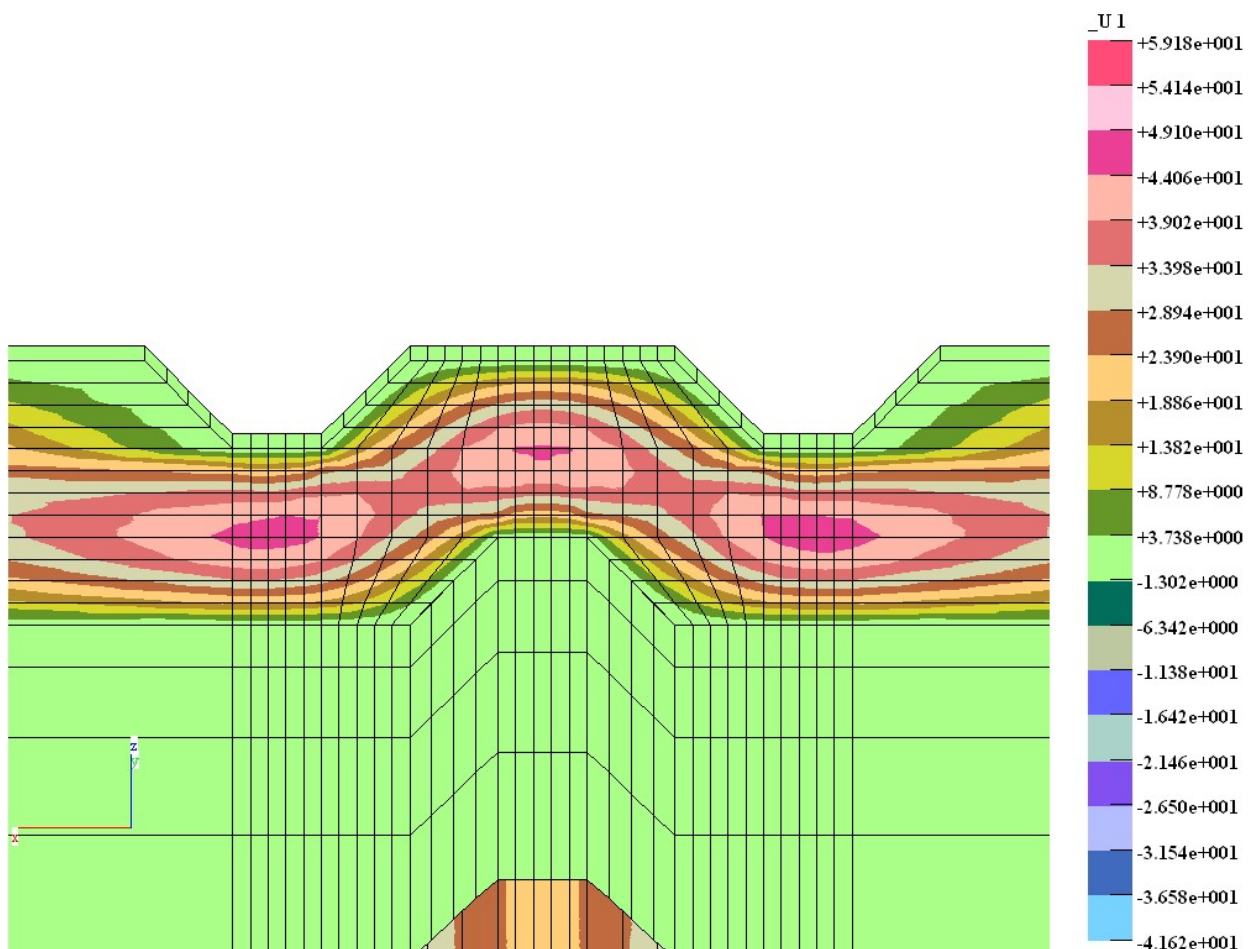


Рис. 3.89. Епюра розподілу поступальної швидкості при проходженні течією полімеру зони з двома радіальними бар'єрами на зовнішньому циліндрі і одним радіальним бар'єром на внутрішньому циліндрі

Характер розподілу швидкостей в даному варіанті конструкції суттєво відрізняється від однобар'єрного змішувального елемента.

На рис. 3.90 наведено порівняння розподілу концентрації барвника по товщині зазору до радіального бар'єру та в зоні, утвореній першим радіальним бар'єром на зовнішньому циліндрі.

Отримані результати показують, що при переході через зазор, утворений радіальним бар'єром відбувається змішування по товщині коаксіального зазору.

Тобто, при $R=1\text{ мм} - 21,625\text{ мм}$ спостерігається фарбування шарів полімерного матеріалу, який до радіального бар'єру мав нульову концентрацію; при $R=21,875\text{ мм} - 22,375\text{ мм}$ концентрація суміші зменшується, що свідчить про перемішування шарів по товщині, оскільки концентрація барвника починає прямувати до середнього значення, яке, виходячи із граничних умов, становить 0,25.

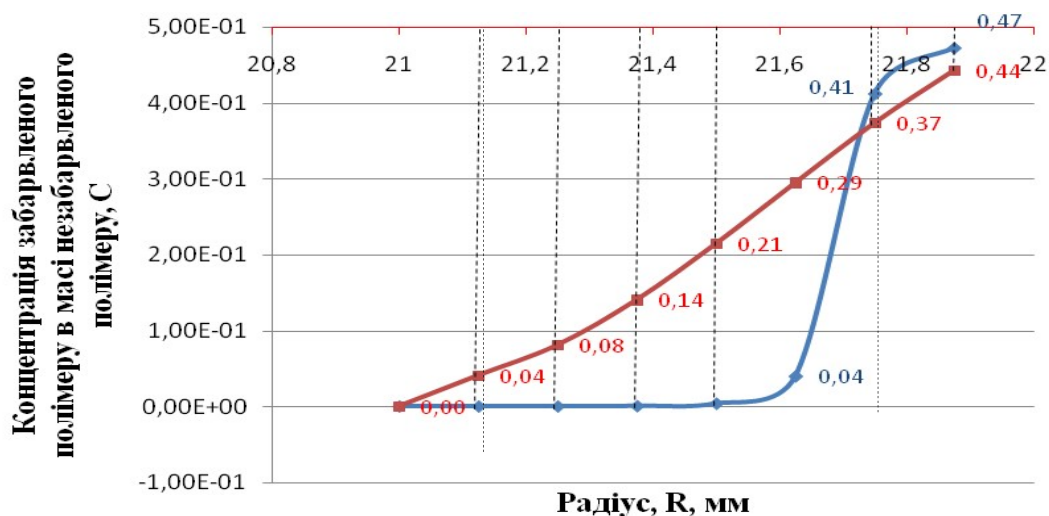


Рис. 3.90. Порівняння розподілу концентрації барвника по товщині зазору до радіального бар'єру і в зоні, утвореній першим радіальним бар'єром на зовнішньому циліндрі

З довжиною досліджуваної області спостерігається процес зменшення концентрації барвника при $R=21,75\text{ мм} - 22,5\text{ мм}$, що свідчить про процес змішування в радіальному напрямку.

На рис. 3.91 наведено розподіл барвника в радіальному напрямку на виході із зони змішування. Аналізуючи отримані результати, можна зробити висновок, що при переході полімерним матеріалом радіального бар'єру відбувається змішування між шарами по товщині: при $R=21,125\text{ мм} - 21,75\text{ мм}$ концентрація змінюється від 0,19 до 0,27, при $R=21,875\text{ мм} - 22,375\text{ мм}$ концентрація змінюється від 0,30 до 0,44.

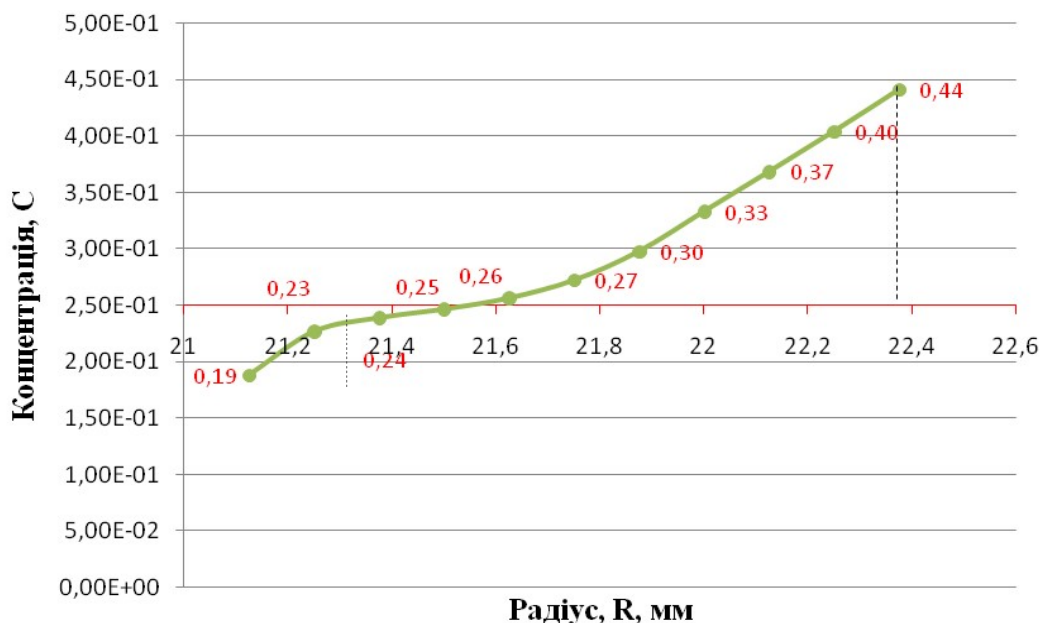


Рис. 3.91. Розподіл барвника в радіальному напрямку на виході із зони змішування

Тобто в цій конструкції змішувальної зони спостерігається звуження діапазону концентрації до середнього значення, що свідчить про інтенсифікацію змішування за рахунок розташування додаткового бар'єра на внутрішньому циліндрі змішувальної зони.

З метою дослідження якості змішування порівнюємо результати, отримані для зон змішування різних конструктивних схем: з одним бар'єром (рис. 3.82), з одним бар'єром на зовнішньому та одним – на внутрішньому циліндрі, та двома радіальними бар'єрами на зовнішньому циліндрі і одним радіальним бар'єром на внутрішньому циліндрі (рис. 3.89).

На рис. 3.92 і в табл. 3.6 наведено порівняння числового моделювання розподілу концентрації барвника на виході із зони змішування різних конструктивних схем.

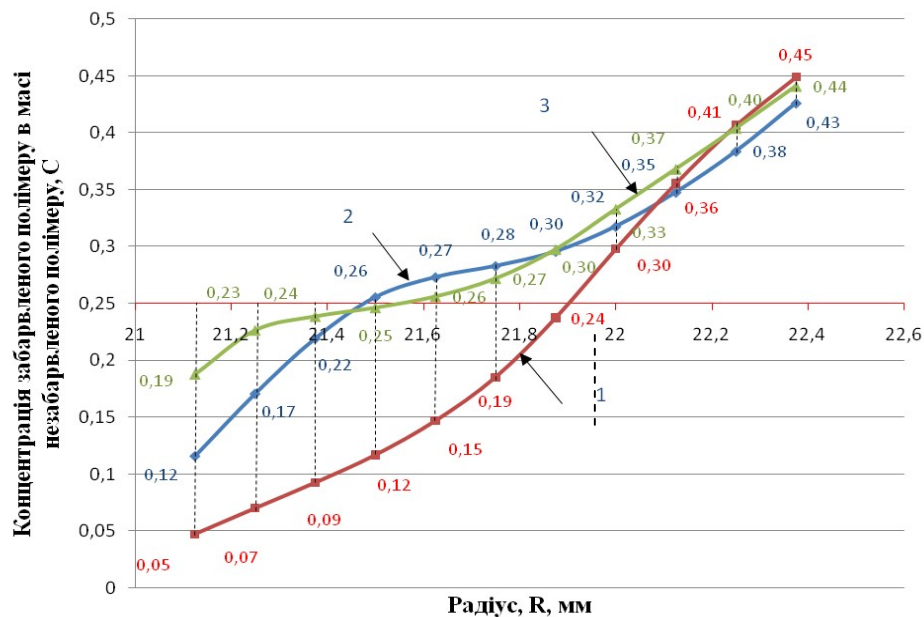


Рис. 3.92. Графіки розподілу концентрації барвника в радіальному напрямку на виході із зони змішування в різних конструктивних схемах: 1 – рівень концентрації по товщині зазору на виході із зони змішування в коаксіальному зазорі з одним радіальним бар'єром на внутрішньому циліндрі; 2 – рівень концентрації по товщині зазору на виході із зони змішування в коаксіальному зазорі з двома радіальними бар'єрами на внутрішньому циліндрі; 3 – рівень концентрації по товщині зазору на виході із зони змішування в коаксіальному зазорі з одним радіальним бар'єром на внутрішньому циліндрі і двома радіальними бар'єрами на зовнішньому циліндрі

Середнє значення концентрації барвника в коаксіальному зазорі з одним радіальним бар'єром складає $C_{1pб}=0,25$, значення концентрації барвника в коаксіальному зазорі з двома радіальними бар'єрами складає $C_{2pб}=0,29$, значення концентрації барвника в коаксіальному зазорі з двома радіальними бар'єрами на зовнішньому циліндрі та одним радіальним бар'єром на внутрішньому циліндрі $C_{3pб}=0,34$. Відносне відхилення якості суміші від середнього значення становить для змішування в коаксіальному зазорі з одним радіальним бар'єром $\Delta_1 = 80\%$, для змішування в коаксіальному зазорі з двома радіальними бар'єрами $\Delta_2 = 52\%$; для змішування в коаксіальному зазорі з трьома радіальними бар'єрами $\Delta_3 = 24\%$.

Таблиця 3.6. Відносне відхилення концентрації барвника по радіусу від системи з рівномірно розподіленими компонентами на виході із зон змішування різного конструктивного оформлення

| Поточний радіус | Відносне відхилення, Δ , % | | |
|-----------------------|---|---|--|
| | Один радіальний бар'єр на внутрішньому циліндрі | Два радіальних бар'єри на внутрішньому циліндрі | Два радіальних бар'єри на зовнішньому циліндрі та один радіальний бар'єр на внутрішньому |
| $r = 21,125\text{мм}$ | 80 | 52 | 24 |
| $r = 21,25\text{мм}$ | 72 | 32 | 8 |
| $r = 21,375\text{мм}$ | 64 | 12 | 4 |
| $r = 21,5\text{мм}$ | 52 | 4 | 0 |
| $r = 21,625\text{мм}$ | 40 | 8 | 4 |
| $r = 21,75\text{мм}$ | 24 | 12 | 8 |
| $r = 21,875\text{мм}$ | 4 | 20 | 20 |
| $r = 22\text{мм}$ | 20 | 36 | 32 |
| $r = 22,125\text{мм}$ | 44 | 40 | 48 |
| $r = 22,25\text{мм}$ | 64 | 52 | 60 |
| $r = 22,375\text{мм}$ | 80 | 72 | 78 |

Коефіцієнт неоднорідності [61, 167, 168]:

$$K = \frac{100}{\bar{C}} \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (C_i - \bar{C})^2}{N-1}},$$

де C_i, \bar{C} – поточна і середня концентрація компонента в суміші, N – кількість проб.

Коефіцієнт неоднорідності K_1 для суміші на виході із коаксіального зазору з одним радіальним бар'єром на внутрішньому циліндрі

$$K_1 = \frac{100}{\bar{C}} \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (C_i - \bar{C})^2}{N-1}} = \frac{100}{0,25} \sqrt{\frac{0,2088}{11-1}} = 57,8.$$

Коефіцієнт неоднорідності K_2 для суміші на виході із коаксіального зазору з двома радіальними бар'єрами на внутрішньому циліндрі

$$K_2 = \frac{100}{\bar{C}} \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (C_i - \bar{C})^2}{N-1}} = \frac{100}{0,25} \sqrt{\frac{0,0923}{11-1}} = 38,4;$$

Коефіцієнт неоднорідності K_3 для суміші на виході із коаксіального зазору з двома радіальними бар'єрами на зовнішньому циліндрі і одним радіальним бар'єром на внутрішньому циліндрі

$$K_3 = \frac{100}{\bar{C}} \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (C_i - \bar{C})^2}{N-1}} = \frac{100}{0,25} \sqrt{\frac{0,0865}{11-1}} = 27,2.$$

Якість змішування по товщині коаксіального зазору вища при використанні конструкції з двома радіальними бар'єрами на зовнішньому циліндрі і одним радіальним бар'єром на внутрішньому циліндрі. Це доводить доцільність використання бар'єрних змішувачів такого типу.

3.5. Аналіз результатів числових експериментів розподілу диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі в коаксіальному зазорі

Для проведення чисельних експериментів була використана система ANSYS. Для встановлення закономірностей взаємодії розплавів термопластів з різними фізичними властивостями в коаксіальному зазорі циліндричного каналу, виникає необхідність проведення числових експериментів, в яких на основі фундаментальних фізичних законів моделюється процес розподілу змішування двох полімерів.

3.5.1. Аналіз результатів тестової задачі

Тестова задача полягала у дослідженні особливостей змішування двох полімерів з різними властивостями в різних перерізах коаксіального зазору.

На рис. 3.93 наведено схему коаксіального зазору.

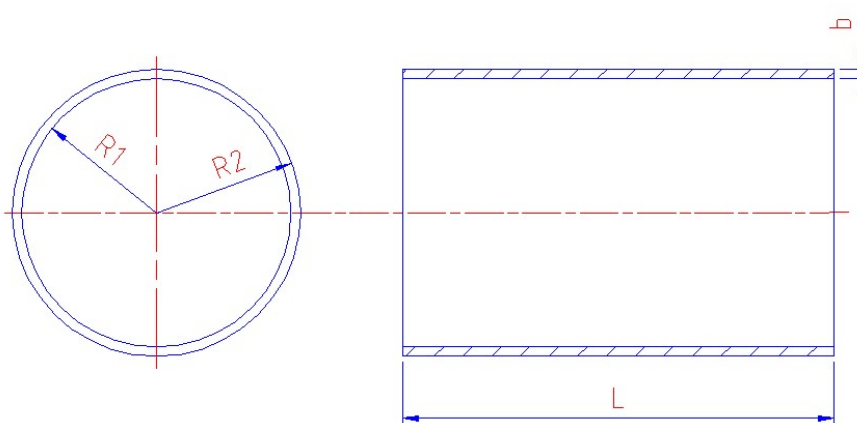


Рис. 3.93. Схема коаксіального зазору

Сіткову область коаксіального зазору наведено на рис. 3.94, а схему вхідного розподілу концентрацій – на рис. 3.95.

Вихідні дані:

- внутрішній діаметр каналу: $D_1 = 64$ мм ;
- зовнішній діаметр каналу: $D_2 = 90$ мм ;
- довжина каналу: $L = 300$ мм ;
- товщина радіального зазору: $b = 13$ мм ;
- швидкість полімерів на вході: $v = 0,1$ м/с ;

- кількість вузлів: 169680;
- кількість елементів: 160000;
- обертова швидкість зовнішнього циліндра: $\omega = 6 \text{ рад/с}$.

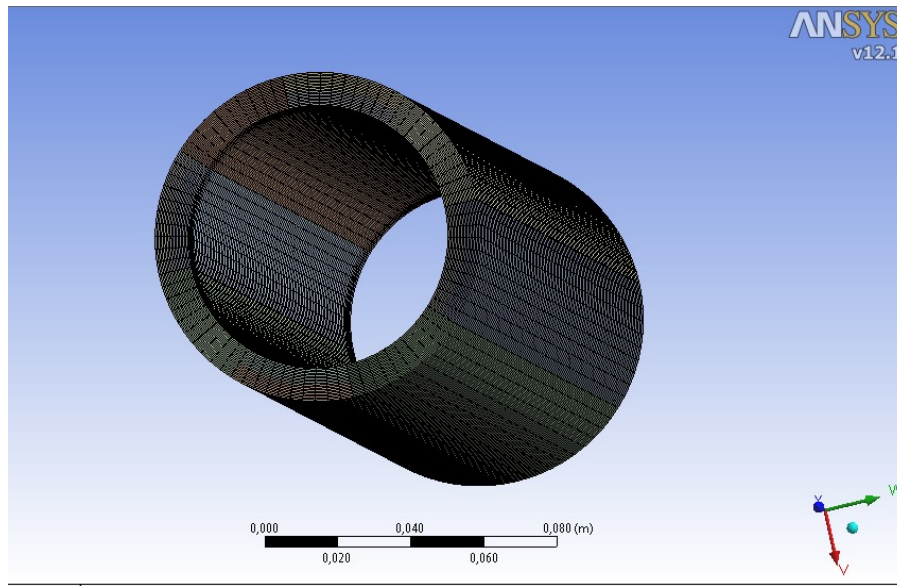


Рис. 3.94. Сіткова область коаксіального зазору

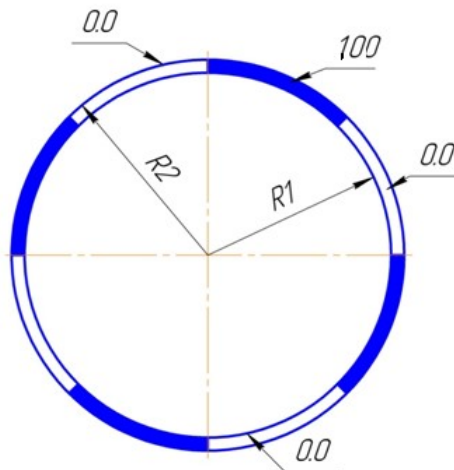


Рис. 3.95. Граничні умови на вході в коаксіальний зазор

Властивості матеріалу: залежність в'язкості від концентрації задається за лінійним законом, який представлений у вигляді формули:

$$\frac{1}{\mu_{\text{сум.}}} = \frac{1}{\mu_1} + \frac{(1-\alpha)}{\mu_2},$$

де $\mu_{\text{сум.}}$ – в'язкість суміші; μ_1, μ_2 – відповідно в'язкості першого та другого полімеру; α – концентрація від 0 до 100.

Для дослідження зміни розподілу концентрації в різних напрямках вздовж коаксіального зазору значення концентрації одного і другого полімерного матеріалу задавалися циклічно. Циклічно задані умови дають змогу уникнути систематичних похибок і отримати більш точне уявлення про розподіл більш концентрованого полімеру зі зміною довжини коаксіального зазору.

У процесі розв'язання задачі було отримано картину розподілу концентрацій та в'язкостей полімерної суміші в коаксіальному зазорі (рис. 3.96, 3.97).

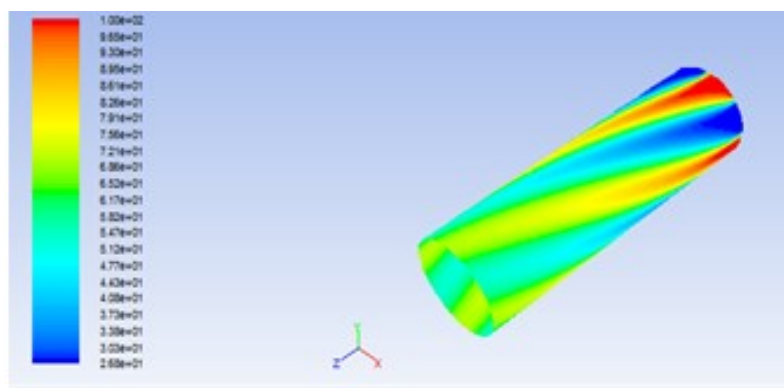


Рис. 3.96. Розподіл концентрації на зовнішньому циліндрі

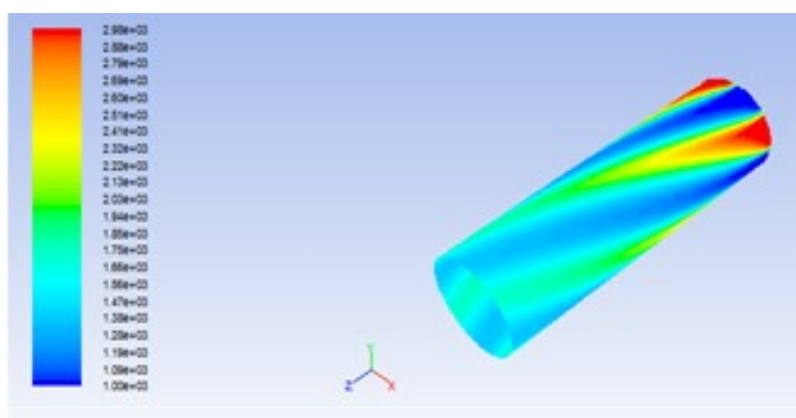


Рис. 3.97. Розподіл в'язкості на зовнішньому циліндрі

Як видно із рис. 3.96 і 3.97, результати числових досліджень показали, що внаслідок обертового руху одного із циліндрів спостерігається рух полімерів по спіралі, причому межі сегменту, який займає диспергований матеріал, поступово розширюються, а його концентрація в дисперсійному середовищі змінюється, тобто спостерігається їх поступове змішування, що відповідає очікуваним результатам.

3.5.2. Дослідження процесу змішування двох полімерів у коаксіальному зазорі з різними величинами обертових швидкостей

Вихідні дані, фізико механічні властивості та схема коаксіального зазору аналогічні тестовій задачі.

Розглядали процес змішування за двома варіантами введення полімеру з концентрацією 100.

З рис. 3.98,*a* видно, що концентрація забарвленого полімеру є рівною 100, а незабарвленого – 0. Співвідношення між витратами забарвленого і незабарвленого полімерів на вході в коаксіальний зазор становить 1:8.

Графіки зміни концентрації забарвленого полімеру для варіанта 1 по довжині коаксіального зазору при різних обертових швидкостях на внутрішньому та зовнішньому циліндрах наведено на рис. 3.99.

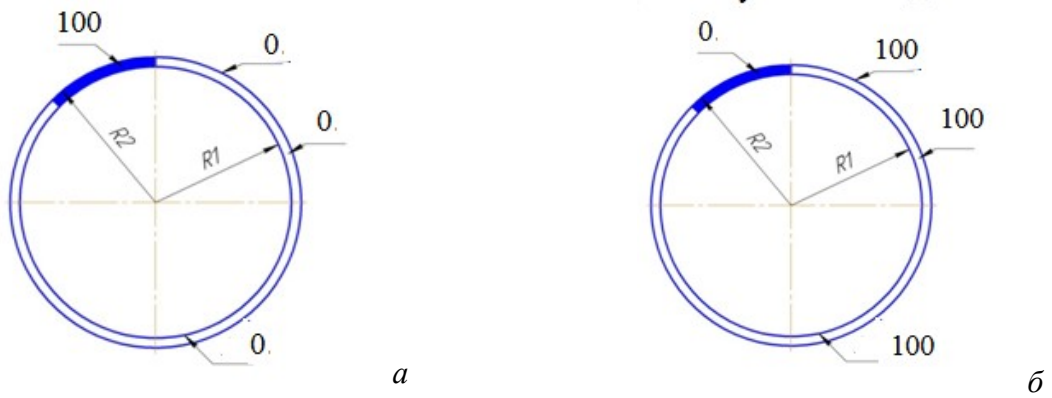
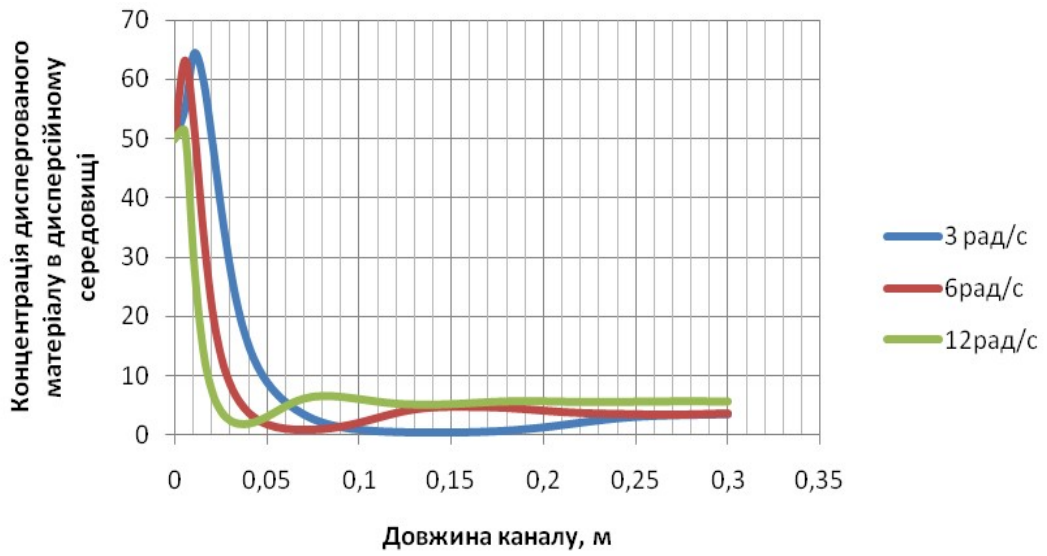
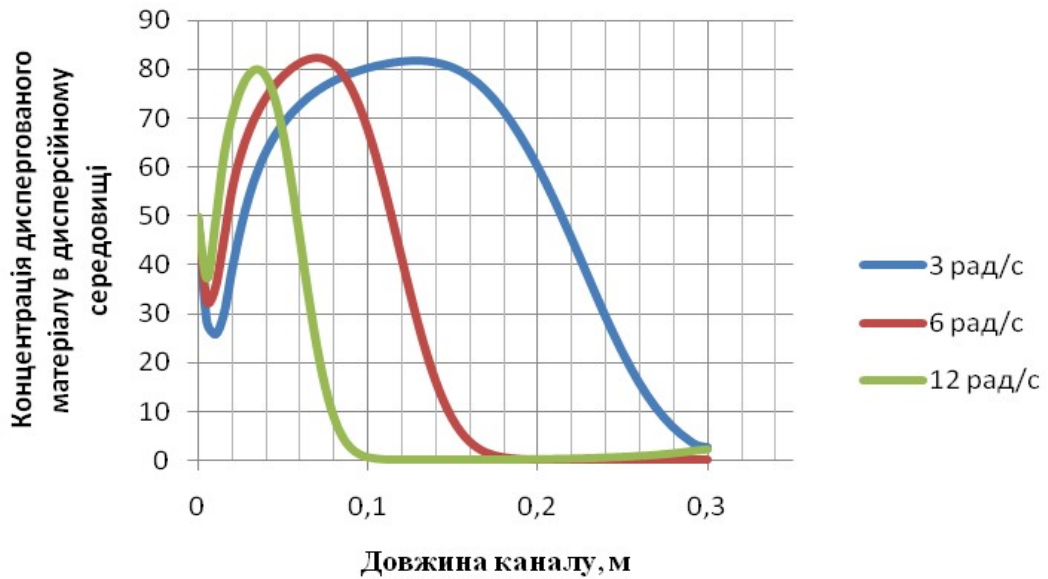


Рис. 3.98. Схеми введення дисперсного полімеру в дисперсійне середовище:
а – за варіантом 1; *б* – за варіантом 2



а

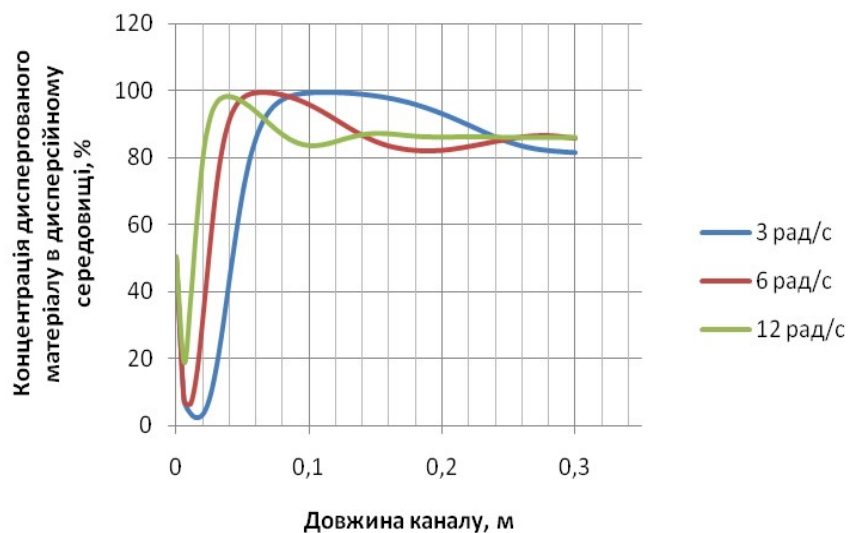


б

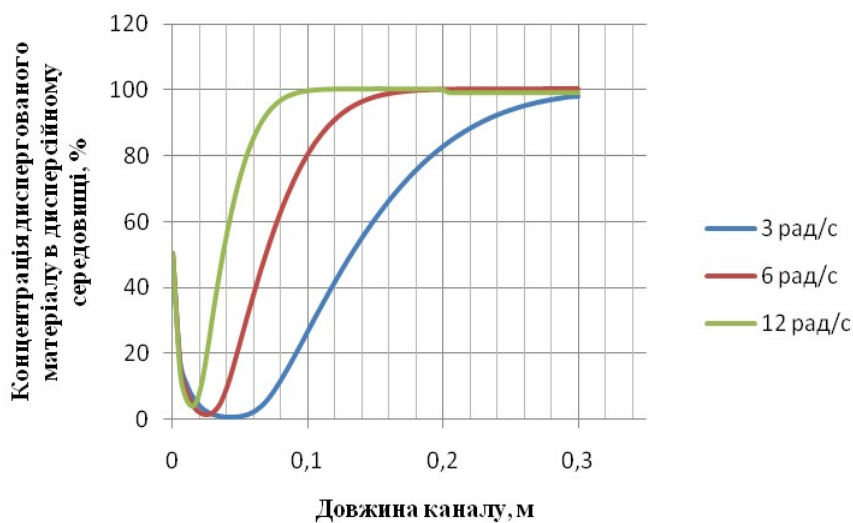
Рис. 3.99. Графік зміни концентрації по довжині коаксіального зазору за різних обертових швидкостей за варіантом 1: *а* – на внутрішньому циліндрі; *б* – на зовнішньому циліндрі

З рис. 3.98,б видно, що концентрація забарвленого матеріалу дорівнює нулю, а незабарвленого – 100. Співвідношення між забарвленим і незабарвленим матеріалами на вході в коаксіальний зазор становить 1:8.

Графіки зміни концентрації забарвленого полімеру для варіанта 2 по довжині коаксіального зазору при різних обертових швидкостях на внутрішньому та зовнішньому циліндрах наведено на рис. 3.100.



a

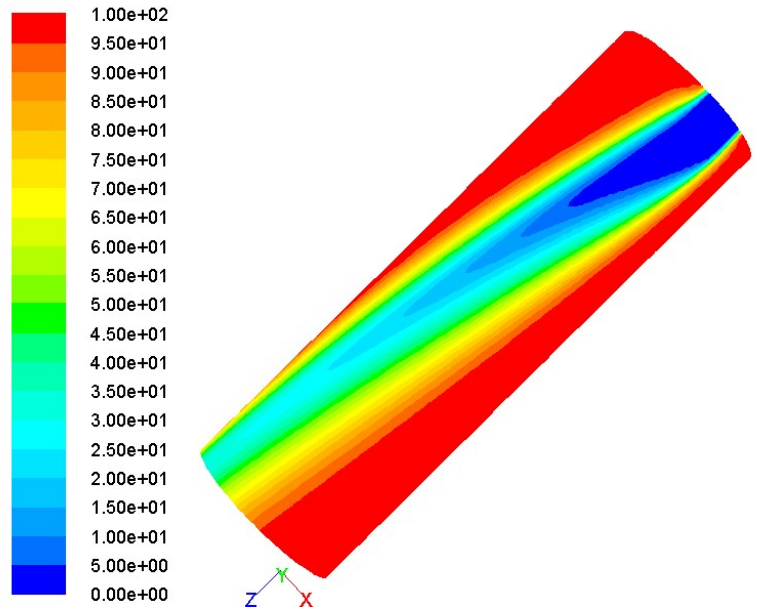


б

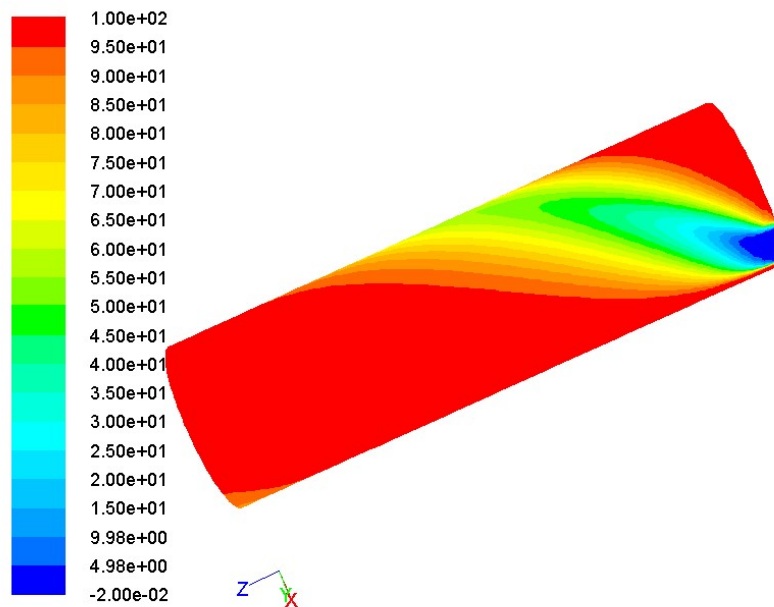
Рис. 3.100. Графік зміни концентрації по довжині коаксіального зазору за різних обертових швидкостей за варіантом 2: *a* – на внутрішньому циліндрі; *б* – на зовнішньому циліндрі

На рис. 3.101 наведено поля розподілу концентрацій по зовнішній поверхні зазору при різних обертових швидкостях за варіантом 2.

З наведених результатів витікає, що найефективніше змішування при обертвовому внутрішньому циліндрі. Швидкість усереднення концентрації майже пропорційна швидкості обертання.



a



б

Рис. 3.101. Результати зміни концентрації по довжині по зовнішній поверхні зазору при різних обертових швидкостях за варіантом 2:
a – за швидкості обертання внутрішнього циліндра 3 рад/с;
б – за швидкості обертання внутрішнього циліндра 12 рад/с

3.5.3. Дослідження процесу змішування двох полімерів у коаксіальному зазорі з різними обертовими циліндрами

Властивості матеріалу: залежність в'язкості від концентрації задається за лінійним законом, який представлений у вигляді формули

$$\lg \mu_c = \alpha \lg \mu_1 + (100 - \alpha) \lg \mu_2,$$

де μ_c – в'язкість суміші; μ_1, μ_2 – відповідно в'язкості першого та другого полімеру; α – концентрація від 0 до 100.

3.5.3.1. Дослідження процесу змішування двох полімерів у коаксіальному зазорі залежно від місця введення диспергованого матеріалу

Розглядався процес змішування двох полімерів в коаксіальному зазорі між обертовим та нерухомим циліндрами за різних витрат та значень концентрацій полімерних рідин під час їх течії вздовж коаксіального зазору. Наведено два варіанти взаємного розташування полімерів на вході в коаксіальний зазор. Концентрацію диспергованого матеріалу в виділеному сегменті (рис. 3.102) приймаємо рівною 100 одиниць, тоді як концентрація диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі в решті кільцевого перерізу каналу беремо рівною нулю. Співвідношення в'язкостей диспергованого матеріалу до дисперсійного середовища 1:1.

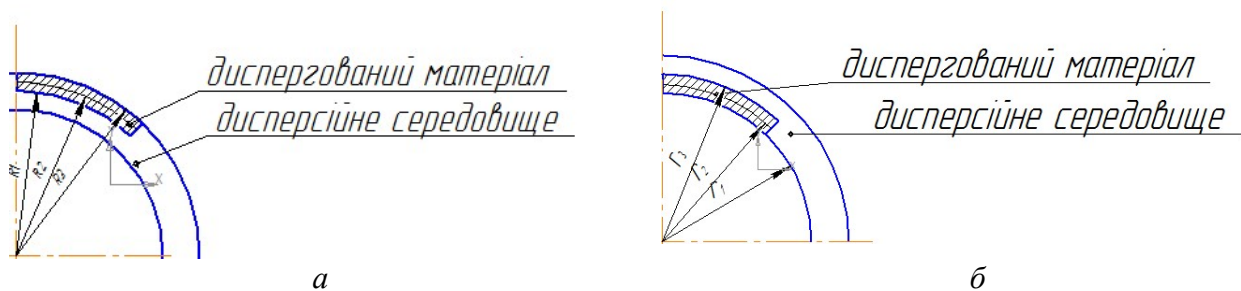


Рис. 3.102. Схема введення полімерів до коаксіального зазору:
а – за варіантом 1; б – за варіантом 2

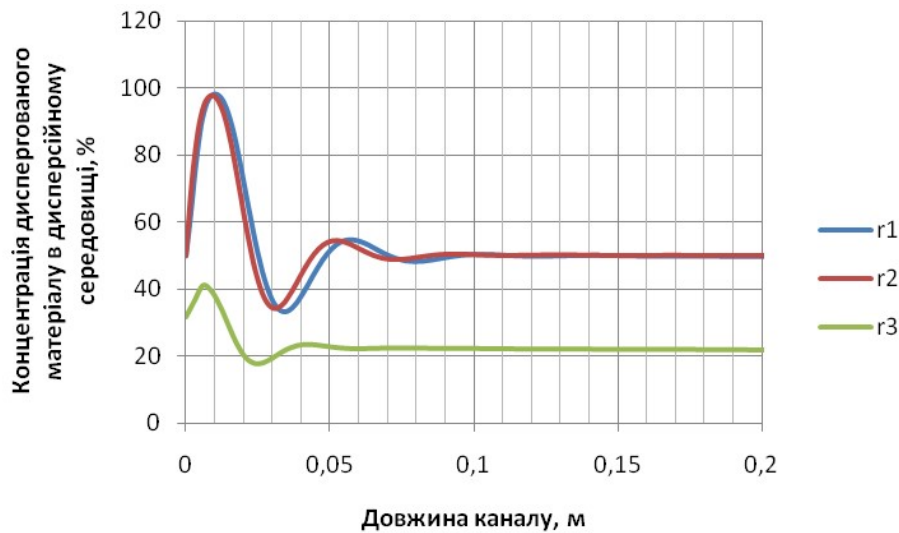
Процес змішування двох полімерів або полімерів з іншими інгредієнтами в коаксіальному зазорі розглядається у двох варіантах їх введення згідно зі схемами, наведеними на рис. 3.102: між внутрішнім обертовим та нерухомим зовнішнім циліндрами (див. рис. 3.102,а) та між обертовим зовнішнім та нерухомим внутрішнім циліндрами (див. рис. 3.102,б).

Числові дослідження проведені за таких конструктивних параметрів змішувального пристрою: діаметр внутрішнього циліндра – 72 мм, зовнішнього циліндра – 90 мм. Довжина коаксіального зазору між циліндрами – 300 мм. Швидкість обертання внутрішнього або зовнішнього циліндра – 16 рад/с. Швидкість осьової подачі рідин в коаксіальний зазор – 0,1 м/с.

Для кількісного опису зміни розподілу концентрації диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі наведено графіки її зміни по довжині каналу на радіусах R_1 , R_2 , R_3 та r_1 , r_2 , r_3 (рис. 3.103).

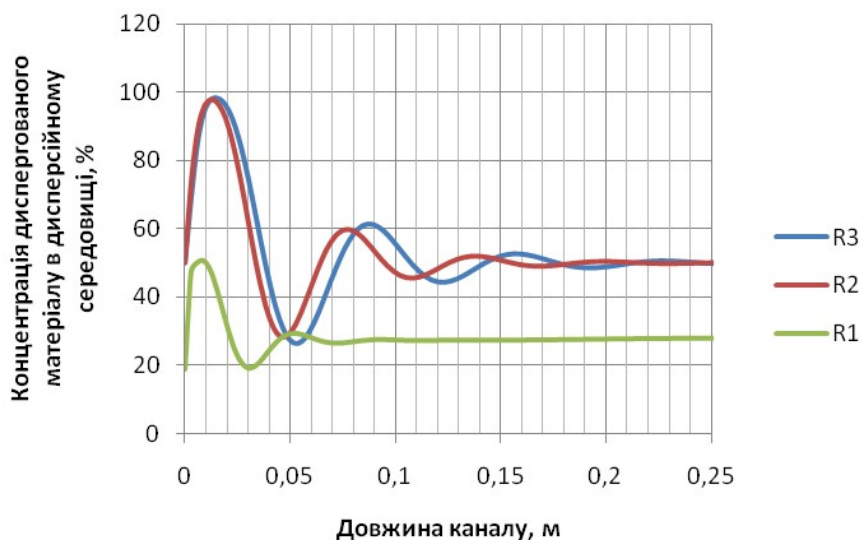
Спостерігається залежність, що чим далі по радіусу від обертового циліндра, тим більш потрібна відстань для досягнення усередненого значення концентрації диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі. На радіусі r_3 змішування відбулося за 0,06 м, на r_2 за 0,08 м, на r_3 за 0,1 м, тобто відстань по радіусу пропорційна відстані, на якій суміш стає однорідною. При введенні диспергованого матеріалу біля зовнішнього циліндра залежність є аналогічною.

З аналізу результатів, наведених на рис. 3.103 витікає, що при введенні диспергованого матеріалу біля внутрішнього циліндра й обертанні зовнішнього стан суміші швидше наближається до ідеального.



a

Рис. 3.103. Графік зміни концентрації по довжині коаксіального зазору в радіальному напрямку: *a* – при обертанні зовнішнього циліндра та введенні диспергованого матеріалу біля внутрішнього циліндра; *б* – при обертанні внутрішнього циліндра та введенні диспергованого матеріалу біля зовнішнього циліндра



б

Рис. 3.103. Закінчення

3.5.3.2. Дослідження процесу змішування двох полімерів у коаксіальному зазорі залежно від співвідношення їхніх в'язкостей

Вихідні дані аналогічні попередній задачі, крім того, що і в першому і в другому варіанті вводу обертовим завжди було задано внутрішній циліндр.

Для кількісного сприйняття зміни розподілу концентрації диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі на рис. 3.104 наведено графік концентрації по довжині каналу на радіусі R_3 за схемою на рис. 3.102, *a*, а на рис. 3.105 – на радіусі r_1 за схемою на рис. 3.102, *б*.

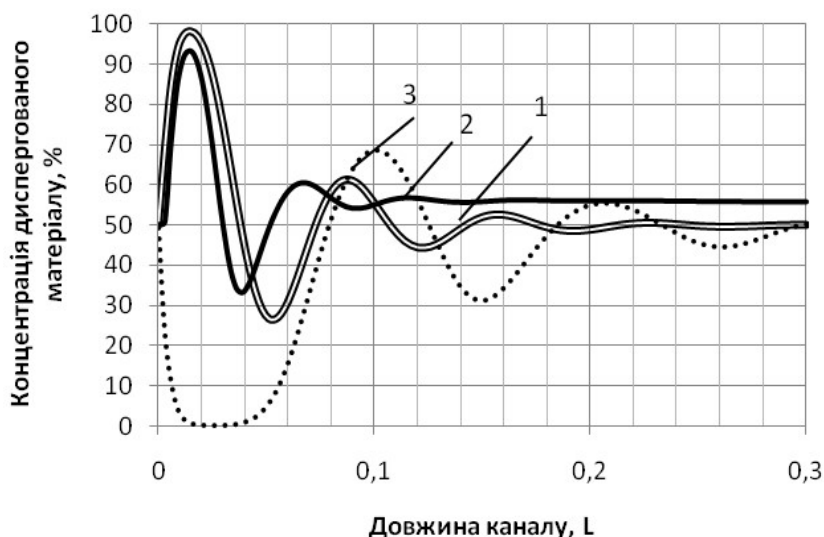


Рис. 3.104. Зміна процентного співвідношення концентрації по довжині каналу за різного співвідношення в'язкостей у радіальній площині R_3 : співвідношення в'язкостей диспергованого матеріалу до дисперсійного середовища: 1 – 1:1; 2 – 1:10; 3 – 1:0,1

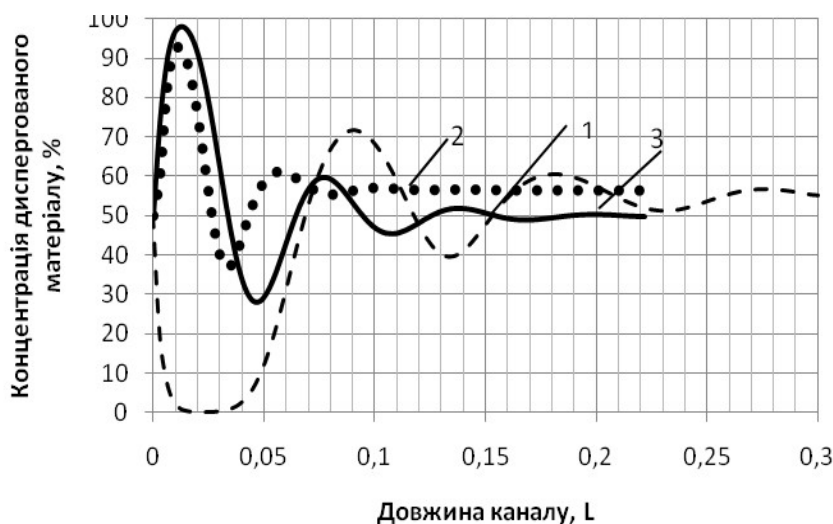


Рис. 3.105. Зміна процентного співвідношення концентрації по довжині каналу за різного співвідношення в'язкостей у радіальній площині r_1 : співвідношення в'язкостей диспергованого матеріалу до дисперсійного середовища: 1 – 1:1; 2 – 1:10; 3 – 1:0,1

Під час руху двох полімерів в коаксіальному зазорі на початковій ділянці довжини здійснюється інтенсивний процес змішування, про що свідчить зміна концентрації дисперсної фази в дисперсійному середовищі з наближенням до типу ідеальної суміші. Крива приймає горизонтальне положення при усередненні значення концентрації. З графіків видно, що за умови співвідношення диспергованого до дисперсійного матеріалу 1:10 (крива 2), відбувається найефективніше змішування. За співвідношення 1:1 (крива 1), цей ефект досягається на довшому проміжку каналу, а за співвідношення 10:1 вирівнювання концентрації суміші в коаксіальному зазорі відбувається найбільш повільно (крива 3).

Для кількісного опису зміни розподілу концентрації диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі при різних співвідношеннях в'язкостей на рис. 3.106 наведено графік її зміни під час руху полімерів по довжині каналу в площинах R_3 та r_1 .

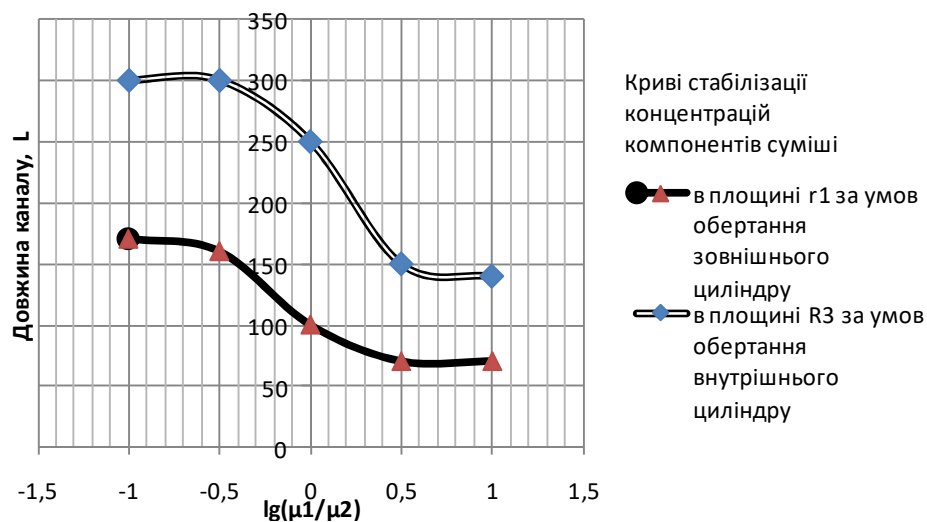


Рис. 3.106. Графік залежності довжини стабілізації концентрацій за умов обертання зовнішнього або внутрішнього циліндра і різних співвідношень в'язкостей дисперсійного середовища до диспергованого матеріалу

В обох варіантах введення диспергованого матеріалу в дисперсійне середовище та обертального руху циліндрів зміна розподілу концентрацій компонентів аналогічне, але в разі введення диспергованого матеріалу біля зовнішнього обертального циліндра швидкість змішування набагато більша. При змішуванні двох полімерів за співвідношення в'язкостей $\lg(\mu_1/\mu_2)=0,5$ і за умови обертання зовнішнього циліндра, усереднення концентрації компонентів досягається на відстані 70 мм, а при обертанні внутрішнього циліндра – лише на відстані 150 мм. Це пояснюється тим, що у варіанті обертання внутрішнього циліндра нагромаджується значно більше деформації зсуву, ніж у варіанті обертання зовнішнього циліндра. Динаміка процесу змішування в обох варіантах введення полімерів є практично незмінною. Наведені результати вказують на те, що співвідношення 1:5 та 5:1 є оптимальним, тобто при їх збільшенні ефективність змішування двох полімерів не змінюється.

Досліджено, що для кращого змішування у разі, коли диспергований матеріал більш в'язкий, його потрібно вводити біля осердя каналу, коли ж диспергований матеріал менш в'язкий – то біля нерухомої поверхні. У варіанті введення біля обертальної поверхні змішування відбувається кращим чином тоді, коли диспергований матеріал більш в'язкий за дисперсійне середовище. Відповідно до цих даних по проведенні числових експериментів рекомендується введення диспергованого матеріалу до дисперсійного середовища залежно від співвідношення в'язкостей.

3.6. Аналіз результатів числових експериментів з дослідження розподілу концентрації диспергованого полімерного матеріалу в дисперсійному середовищі в черв'ячному каналі

Числові дослідження проведені за таких конструктивних параметрів черв'ячного каналу:

- діаметр осердя – 72 мм;
- діаметр зовнішнього циліндра – 90 мм;

- довжина черв'ячного каналу – 300 мм;
- швидкість обертання черв'яка – 8 рад/с;
- осьова швидкість подачі рідин в канал – 0,1 м/с.

Теплофізичні реологічні властивості аналогічні попереднім розрахункам.

Введення диспергованого матеріалу в черв'ячний канал передбачалось згідно схем, наведених на рис. 3.107.

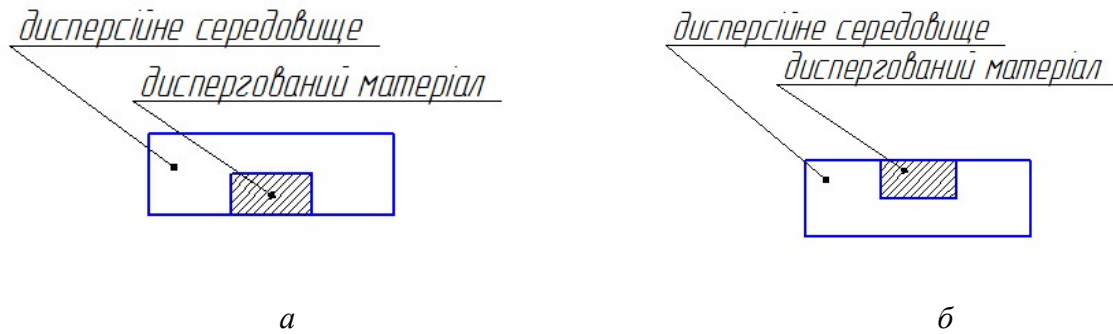


Рис. 3.107. Схема введення полімерів у черв'ячний канал:
 а – диспергований матеріал вводиться біля осердя черв'яка,
 б – диспергований матеріал вводиться біля поверхні корпусу

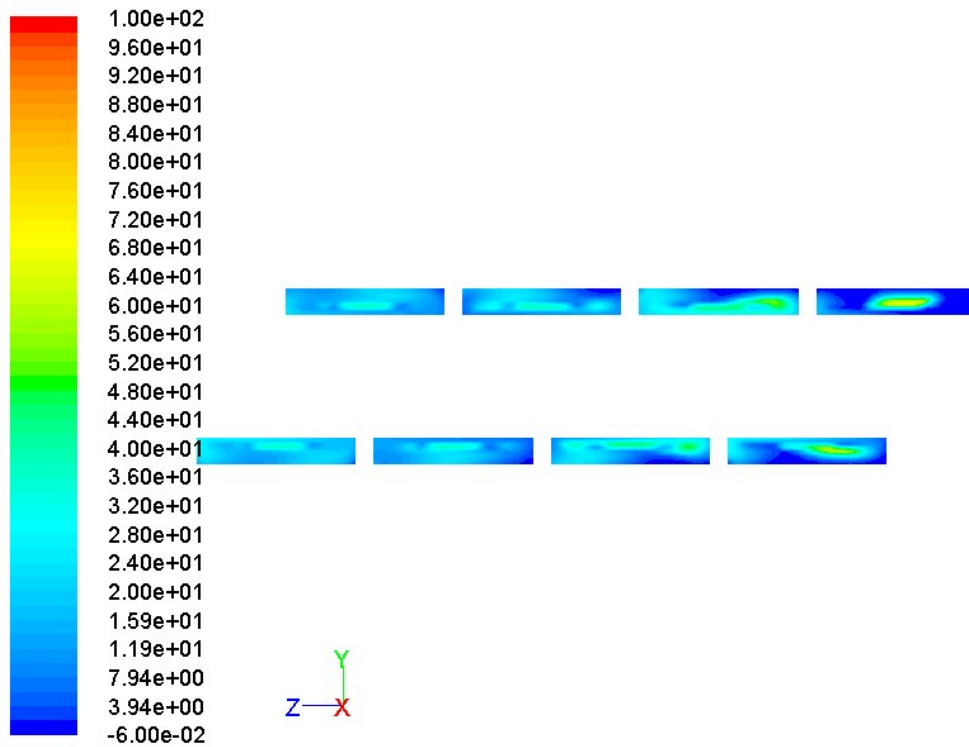
З метою якісної оцінки процесу взаємодії дисперсійного середовища з диспергованим матеріалом досліджували зміну розподілу концентрації диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі при їх русі в черв'ячному каналі за умов введення диспергованого матеріалу в різних зонах його поперечного перерізу, а також при різних співвідношеннях їх в'язкостей.

Результати числових досліджень показали, що внаслідок обертального руху черв'яка спостерігається перерозподіл концентрації диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі в ході їх руху вздовж черв'ячного каналу. Змішування відбувається активніше за умови введення диспергованого матеріалу біля осердя черв'яка, що підтверджує більш інтенсивне усереднення концентрації компонентів на площинах черв'ячного каналу, розміщених вздовж осі обертання (рис. 3.108).

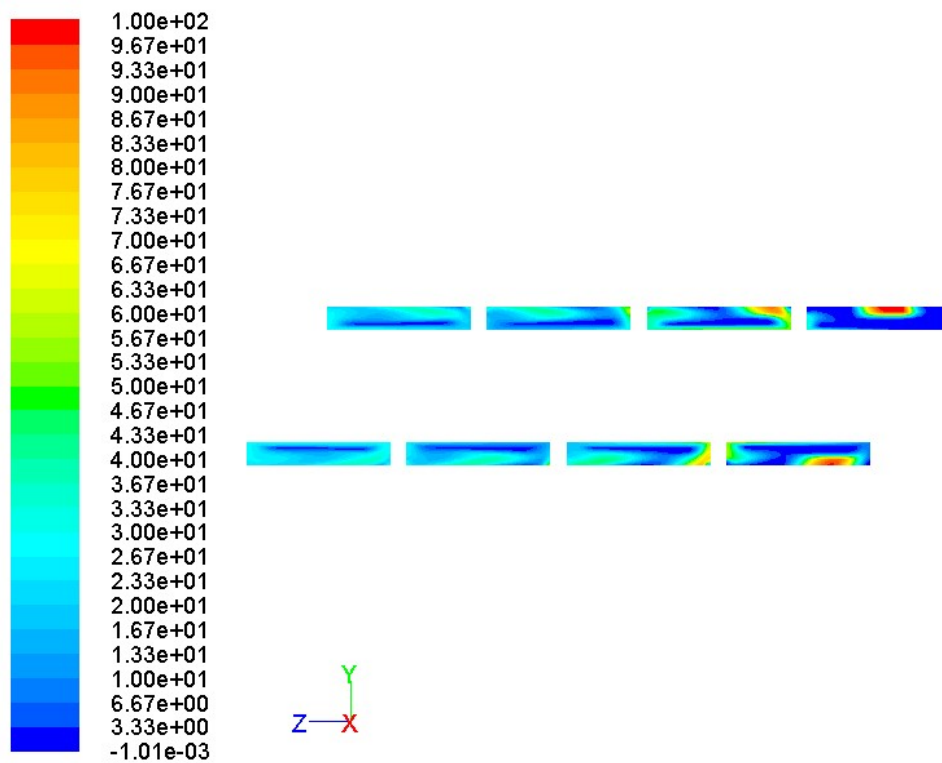
Дослідження розподілу концентрації матеріалу по довжині зони змішування здійснювали також при різних вхідних швидкостях диспергованого матеріалу та за умов постійної швидкості входу дисперсійного матеріалу $V=1$ м/с (рис. 3.109). Результати показали, що змішування відбувається найбільш інтенсивно в разі, коли швидкості двох матеріалів рівні.

У реальних експериментах важко визначитися, на якій глибині в зоні змішування потрібно вводити більш в'язкий полімер відносно основного. На рис. 3.110 наведено результат дослідження процесу змішування полімерів з різною в'язкістю за різних умов обертання черв'яка та зовнішнього циліндра.

Результати моделювання показали, що в разі, коли в'язкість диспергованого матеріалу більша в 50–100 разів від дисперсійного, найбільш ефективно змішування відбувається в зоні біля обертального черв'яка, оскільки на більш в'язкий матеріал діють великі сили зсуву і відбувається краще його розподілення в менш в'язкому.



a



b

Рис. 3.108. Розподіл диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі в площинах осевого перерізу черв'ячного каналу: *a* – диспергований матеріал вводиться біля осердя черв'яка; *b* – диспергований матеріал вводиться біля зовнішнього діаметра черв'яка

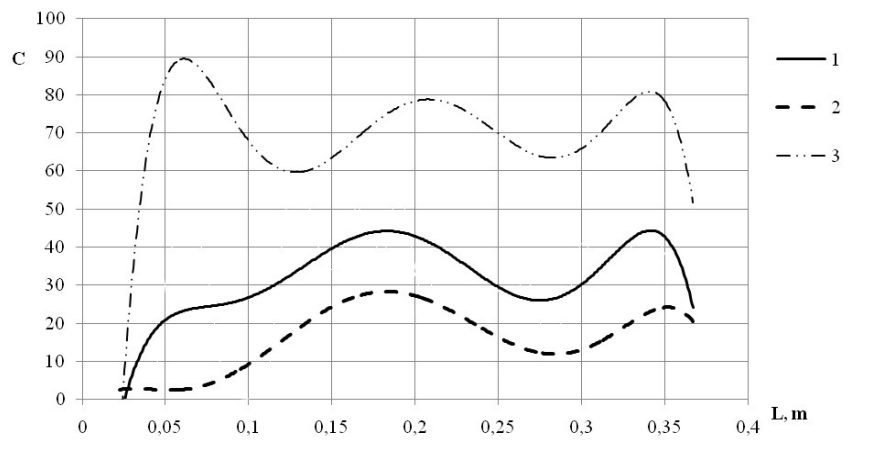


Рис. 3.109. Розподіл концентрації матеріалу по довжині зони змішування за різної вхідної швидкості дисперсійного матеріалу: 1 – $V = 2$ м/с, 2 – $V = 1$ м/с, 3 – $V = 0,75$ м/с

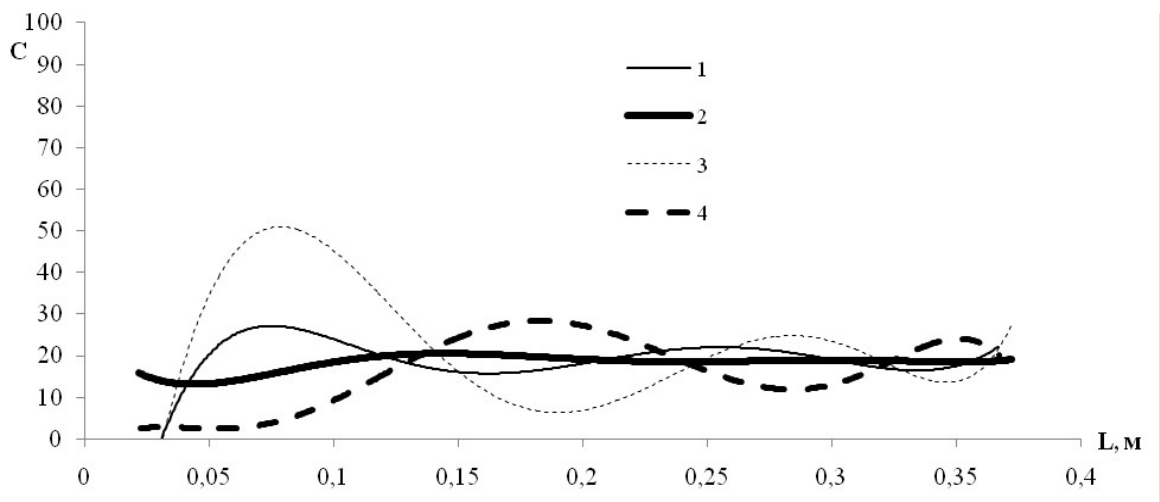
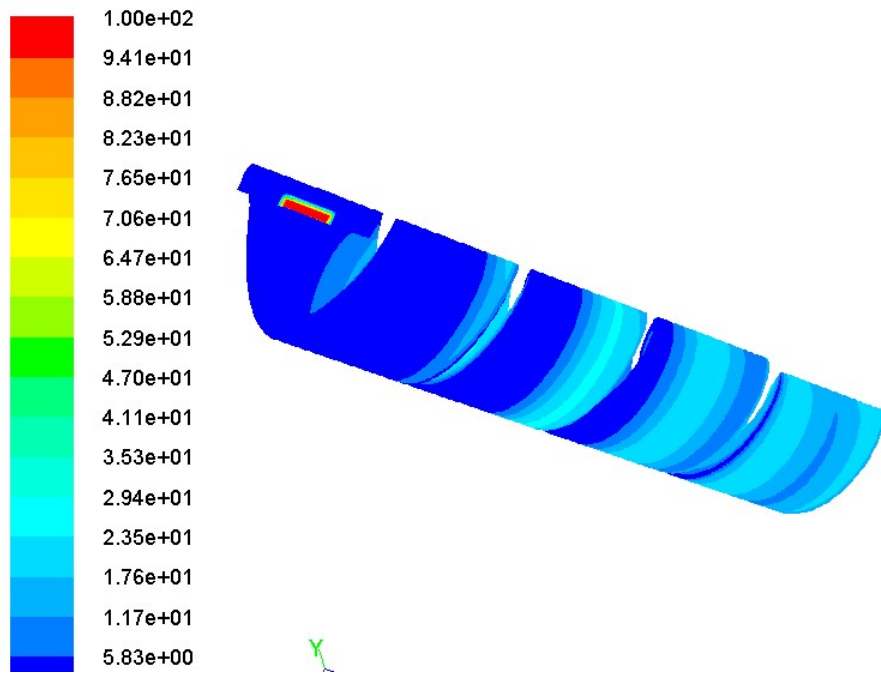


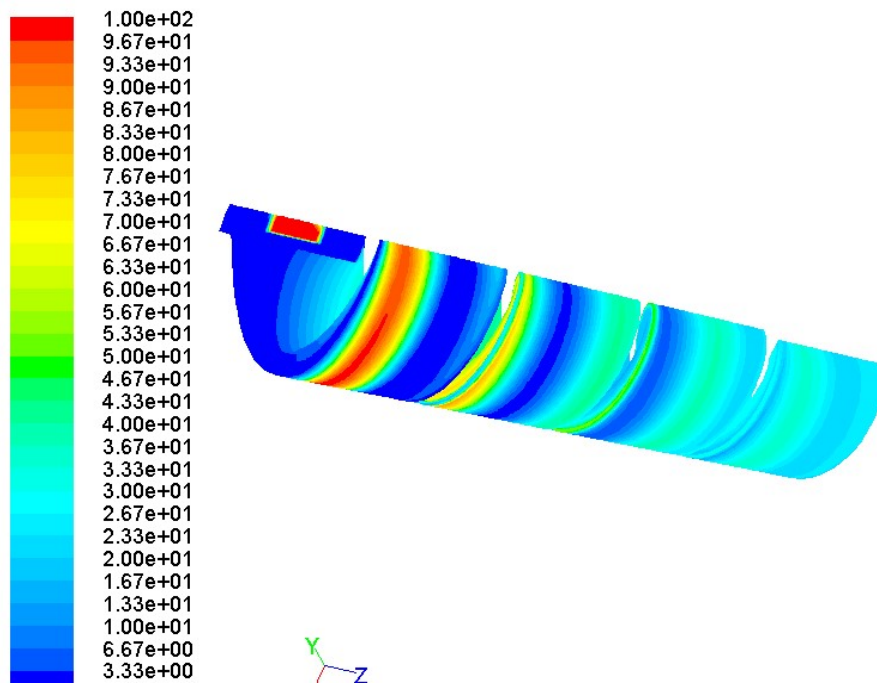
Рис. 3.110. Розподіл концентрації по довжині зони змішування за різних співвідношень в'язкостей дисперсійного та диспергованого матеріалів та за різних умов обертання зовнішнього циліндра та черв'яка: 1 – обертовий циліндр, співвідношення в'язкостей 1:100; 2 – обертовий черв'як, співвідношення в'язкостей 1:100; 3 – обертовий зовнішній циліндр, співвідношення в'язкостей 1:1; 4 – обертовий черв'як, співвідношення в'язкостей 1:1

Для кращого сприйняття зміни розподілу концентрації диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі на рис. 3.111 наведено якісні картини її зміни по довжині черв'ячного каналу в різних площинах черв'ячного каналу за різних умов введення диспергованого матеріалу та різних варіантів обертового руху.

Результати показали, що найбільш ефективно відбувається змішування біля обертової поверхні і при введенні диспергованого матеріалу біля неї. З рис. 3.111,*a* видно, що змішування за умови введення диспергованого матеріалу в дисперсійне середовище біля осердя обертового черв'яка відбувається практично в два рази швидше, ніж за введення диспергованого матеріалу біля зовнішнього радіуса обертового черв'яка. Уже після проходження першого витка спостерігається усереднення значення концентрації диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі. На виході отримуємо суміш з концентрацією близько 20 %, тобто змішування двох полімерів відбулося.



a



б

Рис. 3.111. Розподіл концентрації на зовнішній поверхні диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі в черв'ячному каналі: *a* – диспергований матеріал вводиться біля осердя черв'яка; *б* – диспергований матеріал вводиться біля циліндра

На рис. 3.111,*б* диспергований матеріал вводиться біля зовнішнього циліндра. Процес змішування двох полімерів за умови введення диспергованого матеріалу біля зовнішнього циліндра активно проходить на чотирьох перших витках черв'яка. Суміш наближається до однорідного складу після проходження третього витка шнека. Тому доцільним є використання варіанту введення диспергованого матеріалу в дисперсійне середовище біля осердя обертового черв'яка.

За співвідношення в'язкостей диспергованого матеріалу до дисперсійного середовища 1:1 та введенні диспергованого матеріалу біля зовнішнього радіуса черв'яка (див. рис. 3.107,б) розподіл концентрації диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі відбувається менш активно, ніж у варіанті введення згідно рис. 3.107,а.

В обох варіантах введення диспергованого матеріалу в дисперсійне середовище біля осердя черв'яка зміна розподілу концентрацій компонентів різна, у разі введення диспергованого матеріалу біля осердя черв'яка швидкість змішування набагато більша.

3.7. Висновки до розділу 3

На базі створеної математичної моделі проведено серію числових експериментів процесу плавлення в модельних та черв'ячних каналах різної геометрії, отримано поля розподілу температур, швидкостей та інших параметрів полімеру, а також геометрію поверхні розділу твердої та рідкої фаз, що дало змогу дослідити закономірності процесу.

За результатами проведених числових експериментів виявлено, що головну роль у розподілі температури в зоні плавлення відіграє теплота, обумовлена тертям матеріалу по стінці обладнання, та енергія дисипації в'язкої деформації. Рух полімеру практично відсутній по висоті каналу і є незначним по ширині каналу. Спостерігається помітна нерівномірність розподілу швидкостей у перерізах вздовж каналу. Таким чином, відбувається конвективний теплообмін вздовж каналу черв'яка, що не враховується багатьма існуючими моделями процесу плавлення полімерів.

Експериментальні та числові дослідження показують, що з руйнуванням залишків пробки процес плавлення не закінчується, виникає ризик виходу нерозплавлених частинок полімеру в зону формування, що може призвести до дефектів у виробах. Тому необхідно інтенсифікувати зсувні деформації та перемішування розплаву, що сприятиме остаточному плавленню полімеру та його гомогенізації. Найкращим методом досягнення високого ступеня гомогенізації розплаву є введення в черв'як зони змішування. Такі зони доцільно застосовувати для зменшення розмірів частинок полімеру до їх повного розплавлення, статистичного розподілення наповнювачів і зменшення коливань температури розплаву перед виходом у зону формування.

Запропоновано математичну модель процесу температурної гомогенізації полімерного розплаву на базі співвідношень нелінійної механіки суцільних середовищ в Ейлеровій системі відліку.

Виконано числове моделювання процесу температурної гомогенізації в одному з найбільш вживаних різновидів бар'єрного змішувача, встановлено основні закономірності та визначено раціональні параметри процесу.

Досліджено закономірності розподілу концентрації барвника в змішувальних зонах різного конструктивного оформлення. Перенесення дисперсійного компонента в розплав полімеру, що рухається в каналі динамічного змішувача відбувається переважно поблизу рухомої стінки. Останнє обумовлюється більш інтенсивним зсувом, що діє в розплаві біля рухомої стінки.

Результати числових досліджень показали, що подальше збільшення довжини змішувального каналу вже не приводить до істотних змін концентрації барвника, а призводить лише к збільшенню нерівномірності по локальних зонах перерізу. Таким чином, довгі змішувальні канали з однорідними умовами змішування мало ефективні порівняно з системою коротких каналів.

У процесі розв'язання задачі числовими методами було досліджено розподіл концентрації барвника в коаксіальному зазорі в радіальному напрямку. Встановлено, що при ламінарній течії полімерного матеріалу в коаксіальному зазорі бар'єрного змішувача не відбувається змішування між шарами, оскільки немає ніяких конструктивних перешкод, які б збурювали течію в радіальному напрямі і тим самим покращували процес змішування.

Для покращення процесу змішування в каналі необхідні радіальні конструктивні елементи, які збурюють потік в радіальному напрямку, утворюючи циркуляційні зони, що призводить до інтенсифікації змішування шарів полімерного матеріалу по товщині каналу. За відсутності таких конструктивних елементів змішування відбувається лише в коловому напрямку за рахунок деформації зсуву.

Оскільки якість змішування не є однаковою при різних значеннях довжини та частоти обертання, то при застосуванні динамічних змішувачів доцільніше виконувати довшу зону змішування, ніж збільшувати швидкість обертального руху ротора.

Досліджено залежність ефективності змішування від співвідношення в'язкостей дисперсійного середовища до диспергованого матеріалу. Наведені результати підкріплюють твердження про найбільш ефективне змішування в разі, коли диспергований матеріал більш в'язкий за дисперсійне середовище. Графічно продемонстровано та описано змішування на різних радіусах, що дає більш точне уявлення про механізм процесу змішування. Для досягнення більшої ефективності змішування, доцільно використовувати варіант введення диспергованого матеріалу в коаксіальний змішувальний канал за умов обертання зовнішнього циліндра.

Досліджено змішування двох полімерів за різних варіантів введення диспергованого матеріалу в дисперсійне середовище в каналі черв'ячного типу. Наведено результати числового моделювання розподілу концентрації та процесу змішування в різних перерізах черв'ячного каналу. Представлені результати досліджень ілюструють ефективність числових методів аналізу змішувальної спроможності полімерного обладнання на базі розробленої методики досліджень полів розподілу концентрацій компонентів суміші по аналогії з розподілом температури полімеру при його течії в робочих каналах.

Встановлено, що змішування при введенні диспергованого матеріалу в дисперсійне середовище біля осердя обертального черв'яка відбувається практично вдвічі швидше, ніж при введенні диспергованого матеріалу біля зовнішнього радіуса обертального черв'яка. Тому доцільним є використання варіанту введення диспергованого матеріалу в дисперсійне середовище біля осердя обертального черв'яка.

4. МОДЕЛЮВАННЯ ФОРМУВАЛЬНИХ ПРИСТРОЇВ

4.1. Класифікація формувальних пристроїв черв'ячних екструдерів

Екструзійні головки класифікують за такими ознаками [39]:

1. За напрямом виходу виробу:

– прямотечійні, у яких напрям виходу розплаву збігається з віссю черв'яка;
– кутові, частіше за все напрям виходу розплаву в них повернуто на 90° відносно осі черв'яка;

– офсетні, в яких потік розплаву здійснює подвійний поворот, через що виріб формується в напрямі, паралельному осі екструдера. Такі головки можуть застосовуватися для багатоструминної екструзії, для виготовлення певних видів кабелів або профілів з осердям.

2. За конфігурацією формуючої щілини:

– гранулювальні;

– кільцеві;

– плоскощілинні;

– профільні.

3. За призначенням:

1) головки для грануляції:

а) для гарячої, або грануляції на решітці;

б) для холодної, або стренгової грануляції;

2) головки для виробництва рукавної плівки:

а) для одношарових рукавних плівок;

б) для багатошарових рукавних плівок;

3) плоскощілинні головки для виготовлення плоских плівок і листів:

а) для одношарових плоских плівок і листів;

б) для багатошарових плоских плівок і листів;

4) головки для виробництва труб, рукавів та армованих шлангів:

а) для виробництва напірних труб;

б) для виготовлення армованих плоскозгорнутих рукавів;

в) для виробництва армованих шлангів;

г) для виробництва гофрованих труб;

д) для виготовлення гнучких газоводів, шлангів, труб великого діаметра навивкою стрічки або профілю на оправку з подальшим їх зварюванням;

е) головки для виробництва труб з теплоізоляцією;

ж) головки для виробництва багатоканальних труб;

и) головки для виробництва багатошарових труб методом співекструзії;

5) профільні головки:

а) головки для виготовлення трубоподібних профілів;

б) головки для виготовлення порожнистих профільних виробів;

в) головки для виробництва камерних профілів;

г) головки для виробництва багатошарових (або комбінованих) профілів;

д) головки для виготовлення армованих виробів (у т.ч. кабельні головки);

б) головки для виготовлення виробів методом екструзії з роздуванням;

7) головки для виробництва моно- і бікомпонентних волокон.

4.2. Моделювання формувальних пристроїв з урахуванням пружності конструктивних елементів обладнання

4.2.1. Моделювання процесу формування в міжвалковому зазорі черв'ячно-валкового агрегату

Валкова головка черв'ячно-валкового агрегату (ЧВА) представляє собою двохвалкову машину, валки якої розташовані у вертикальній площині, змонтовані на підшипниках кочення та встановлені на двох станинах. Валки виготовлені порожнистими для реалізації їх охолодження. Підшипникові опори нижнього валка нерухомо встановлено на станинах, а підшипникові опори верхнього валка виконано рухомими з можливістю регулювання зазору між валками. Переміщення верхнього валка здійснюється за допомогою двох механізмів регулювання зазорів, які встановлені на обох цапфах валка. Зміна величини зазору між валками дає змогу змінювати товщину листа під час роботи.

Завантажений матеріал проходить усі зони черв'яка й потрапляє до валкової головки. На виході із черв'ячної машини встановлено спеціальний пристрій, за допомогою якого перероблюваний матеріал розподіляється на всю робочу ширину валка й потрапляє в міжвалковий зазор, де і відбувається безпосереднє формування листа.

Тривимірна модель течії гумової суміші 2Р-581 у формувальній зоні черв'ячно-валкового агрегату представляє собою геометрично складний перехід від циліндричного каналу черв'ячної машини до міжвалкового зазору формувальної головки з валками, які обертаються назустріч один одному з можливістю регулювання зазору між ними. На рис. 4.1 наведено скінченноелементну розрахункову схему верхньої половини формувальної головки, симетричної відносно горизонтальної площини, яка проходить крізь середину міжвалкового зазору. Діаметр валків – 500 мм, ширина формувальної зони – 600 мм, лінійна швидкість поверхонь валків – 40 м/хв, висота зазору між валками – 4 мм. Розрахункова сітка $30 \times 40 \times 10$.

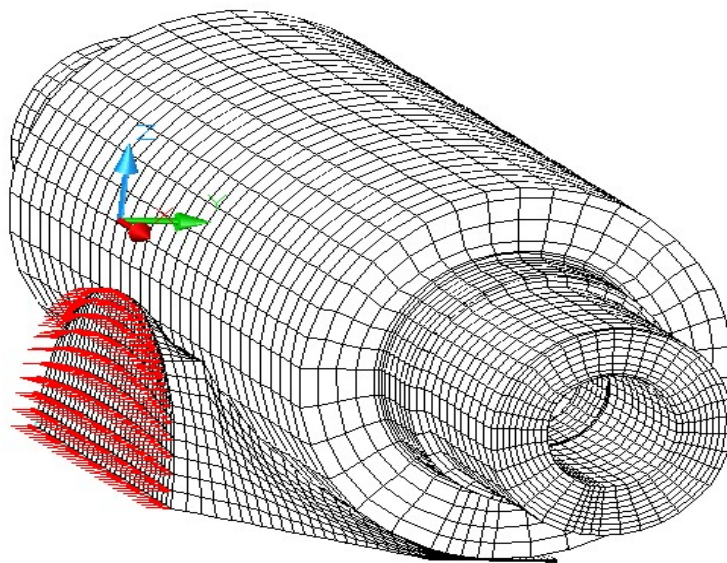


Рис. 4.1. Просторова модель перехідного каналу з валковою головою

Скінченноелементну розрахункову схему матеріалу в формувальній зоні наведено на рис. 4.2:

- розбивка на сітку $30 \times 10 \times 35$;
- лінійна швидкість валків 40 м/хв;
- перероблюваний матеріал – гумова суміш 2Р-581 [169];
- діаметр черв'яка – 380 мм.

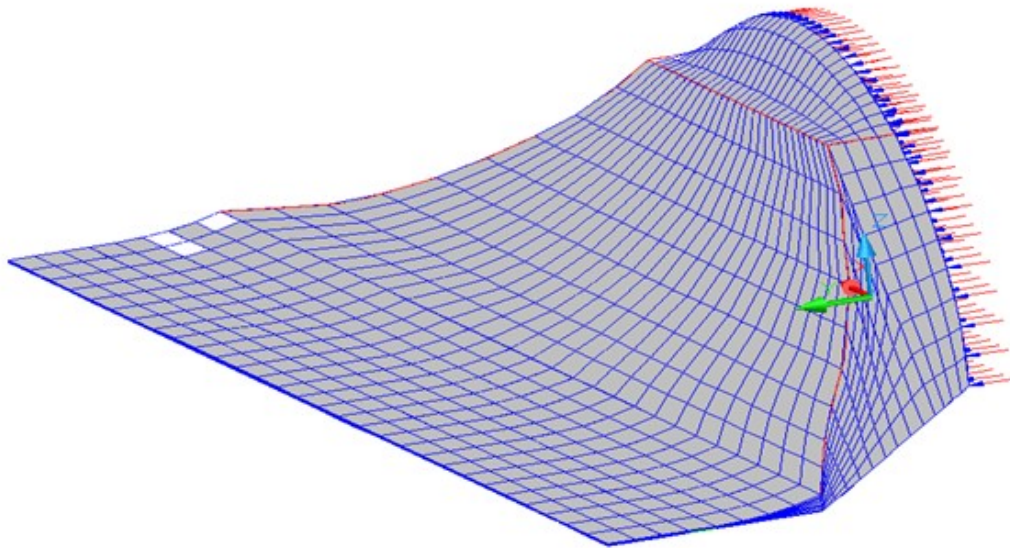


Рис. 4.2. Скінченноелементна модель формувального каналу

У ході числового моделювання досліджувались просторові поля розподілу тиску і швидкостей течії перероблюваного матеріалу в формувальній зоні з урахуванням зміни його реологічних властивостей в різних технологічних режимах у взаємозалежності з прогином валків. Конфігурація перехідної формувальної зони ЧВА відрізняється від такої в інших валкових машин, тому якісна картина процесу формування та прогину валків у ньому відрізняється від аналогічних для каландрування й вальцювання, що свідчить про обґрунтованість застосування для подібних об'єктів лише тривимірних моделей.

Модель будувалася як з урахуванням нелінійних властивостей полімеру, так і без їх врахування.

Як приклад на рис. 4.3 наведено графіки, які дають змогу проаналізувати розподіл швидкостей течії матеріалу по висоті зазору в трьох перерізах: у зоні входу матеріалу у валковий зазор, де помітна область виникнення протитоку поблизу осі зазору; у середньому перерізі по довжині дуги контакту матеріалу з бочкою валка, де швидкості розподіляються в напрямку обертів валків; у перерізі по мінімальній висоті міжвалкового зазору. Приклад наведено для температури валків та гумової суміші 80 °С, продуктивності агрегату 70 кг/год.

Графік, наведений на рис. 4.3, дає змогу прослідити розподіл швидкостей по зонам, з початку виникнення протитоку (від'ємні швидкості), а потім швидкості розподіляються по напрямку обертів валків; у міжвалковому зазорі черв'ячно-валкового агрегату. Цей розподіл справедливий у межах похибки рівної 3 % і розподілу для міжвалкового зазору каландра.

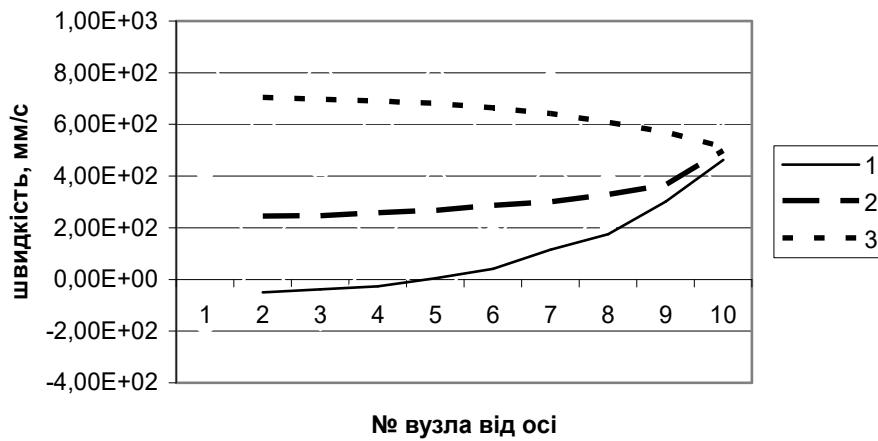


Рис. 4.3. Розподіл швидкостей матеріалу по висоті міжвалкового зазору: 1 – зона входу матеріалу; 2 – середній переріз; 3 – при мінімальній висоті зазору

Визначення полів швидкостей та тиску в зоні формування ЧВА має виражену залежність від точності врахування неньютонівських (нелінійних) властивостей перероблюваного матеріалу. Залежність розподілу швидкостей у валковому зазорі від реологічних властивостей матеріалу наведено на рис. 4.4–4.6.

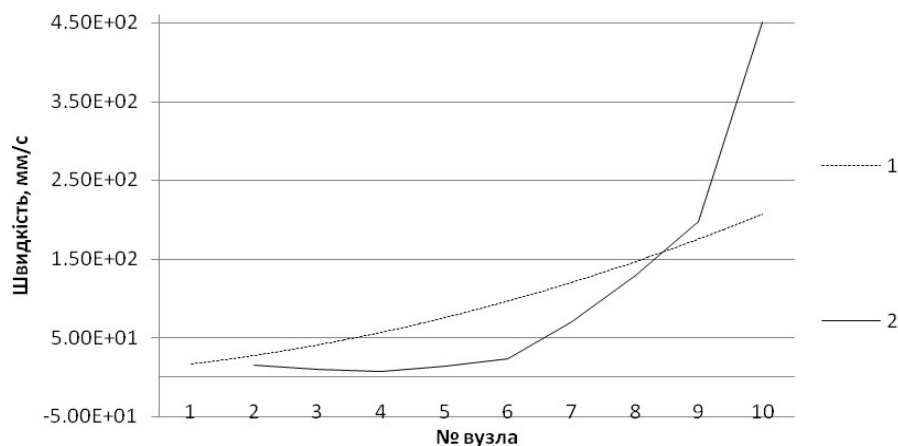


Рис. 4.4. Розподіл швидкості по висоті зазору (початок контакту): 1 – лінійна задача; 2 – нелінійна задача

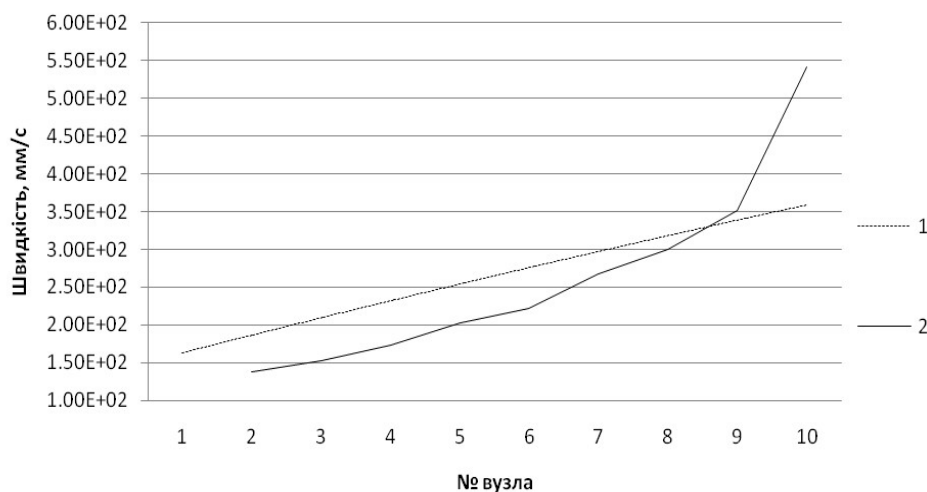


Рис. 4.5. Розподіл швидкості по висоті зазору (середина контакту): 1 – лінійна задача; 2 – нелінійна задача

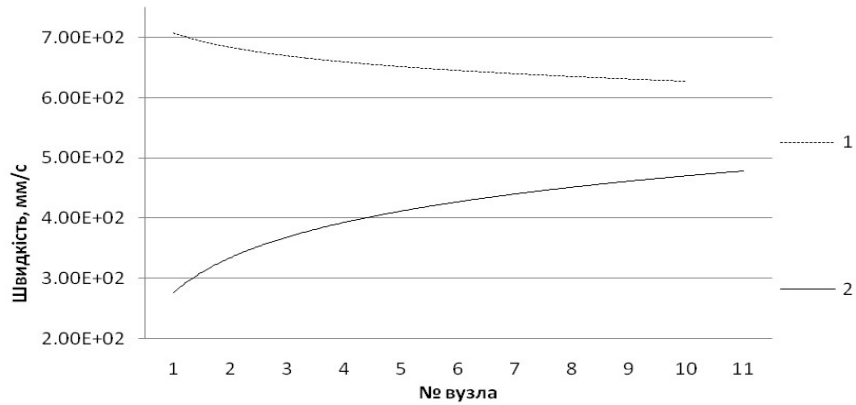


Рис. 4.6. Розподіл швидкості по висоті зазору (під зазором):
1 – лінійна задача; 2 – нелінійна задача

Наведені на рис. 4.4–4.6 результати числового моделювання свідчать про недоцільність застосування моделей течії полімерного матеріалу у міжвалковому зазорі ЧВА, які не враховують нелінійні властивості полімеру, оскільки розбіжність з моделями, які враховують нелінійність полімеру, складають в окремих зонах понад 100 %, що є неприпустимим.

Менший впливу на параметри процесу черв'ячно-валкового формування та особливості його моделювання має температура матеріалу (рис. 4.7–4.9).

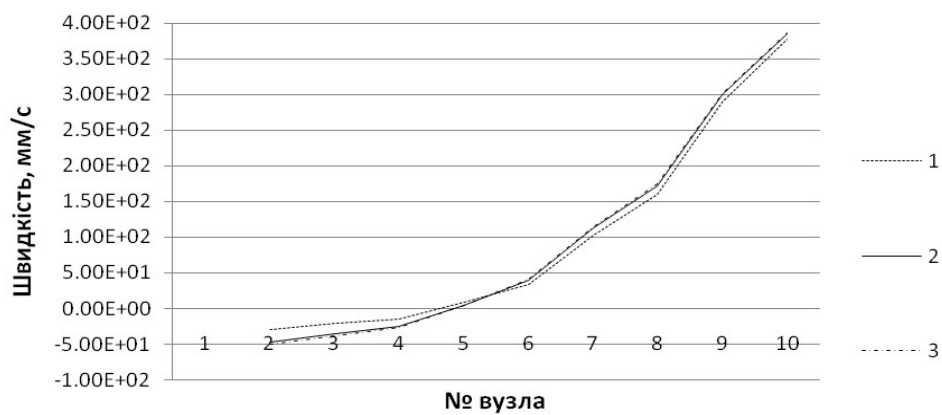


Рис. 4.7. Розподіл швидкості по висоті зазору (початок контакту):
1 – для температури 40 °С; 2 – для температури 60 °С; 3 – для температури 80 °С

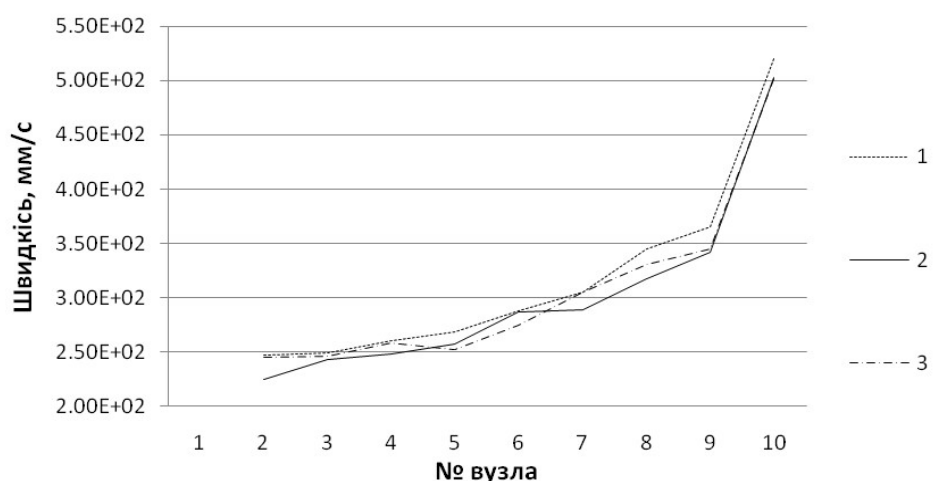


Рис. 4.8. Розподіл швидкості по висоті зазору (середина контакту):
1 – для температури 40 °С; 2 – для температури 60 °С; 3 – для температури 80 °С

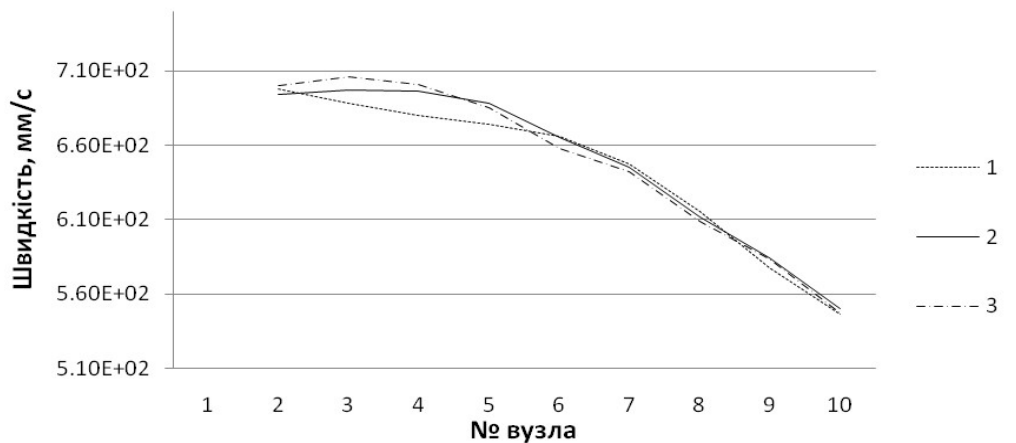


Рис. 4.9. Розподіл швидкості по висоті зазору (під зазором):
 1 – для температури 40 °С; 2 – для температури 60 °С ; 3 – для температури 80 °С

Дослідження отриманих результатів впливу температури на розподіл швидкостей вказує на те, що початкова температура полімеру мінімально впливає, порядку 5 %, на розподіл швидкостей по висоті зазору.

Водночас, зі зменшенням температури формування величина прогину валків зростає і для даних умов сягає 0,02 мм (рис. 4.10), що в свою чергу впливає на рівнотовщинність вихідного продукту.

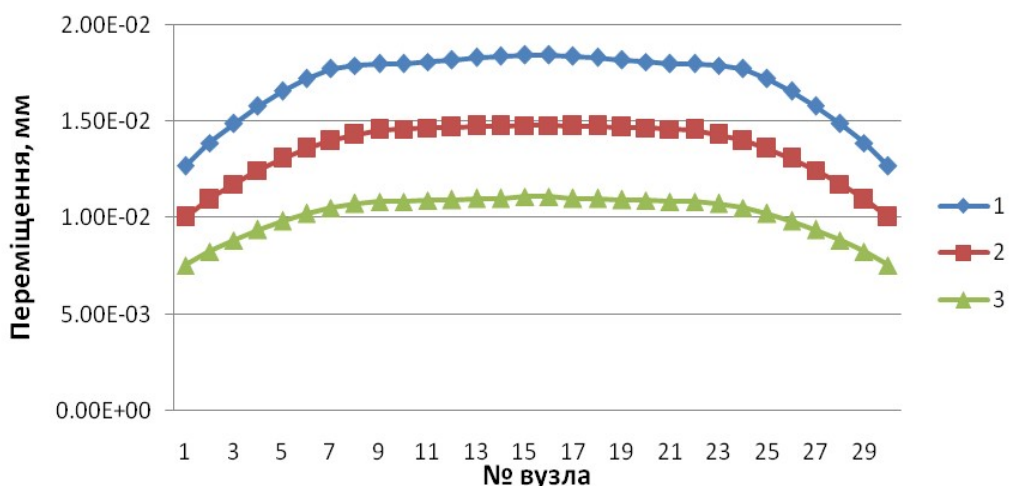


Рис. 4.10. Прогин робочої частини валка при різних температурах гумової суміші в формуючій зоні: 1 – 40 °С ; 2 – 60 °С ; 3 – 80 °С

Для уточненого моделювання пружної деформації конструктивних елементів устаткування та процесу формування виробів необхідно враховувати їх взаємний вплив.

Графік на рис. 4.10 вказує на необхідність компенсації прогину валків при початковій температурі полімеру 40–60 °С при отриманні плівки товщиною меншої 0,3 мм, щоб нерівнотовщинність не перевищувала 10 %.

З наведених результатів моделювання можна зробити висновок, що температуру перероблюваного матеріалу можна підтримувати мінімально необхідною для стадії пластикації й дозування в зону формування, що дасть змогу зменшити енергоємність процесу екструзії. При цьому потрібно мати на увазі, що з

пониженням температури матеріалу в зоні формування тиск підвищується, що збільшує деформацію валків і зменшує рівнотовщинність листового виробу.

У результаті числового моделювання отримані також дані про розподіл тиску у валковій зоні формування (рис. 4.11).

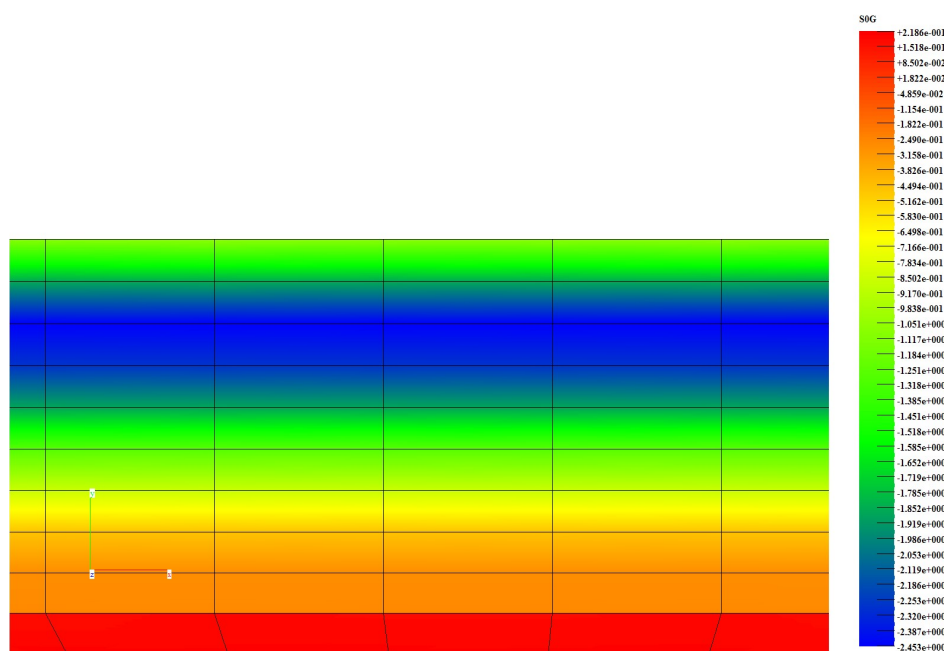


Рис. 4.11. Розподіл тиску на виході з міжвалкового зазору

Розподіл тиску (рис. 4.11) вказує на те, що останній по довжині нелінійно збільшується від мінімального значення 0,26 МПа на вході в міжвалковий зазор до максимального значення 2,45 МПа за мінімального зазору.

Отримані дані дають змогу прогнозувати величину й характер деформації валків формуючих головок ЧВА та врахувати її вплив на рівнотовщинність формованого виробу.

4.2.2. Зв'язане моделювання процесу формування в плоскощільній головці

Дослідження взаємного впливу пружної деформації конструктивних елементів формувального устаткування та параметрів течії полімерного матеріалу в його формувальних каналах проводилося на модельній конструкції плоскощільної головки.

Схему нанесення сіткової області на конструктивні елементи та формувальні канали головки, що моделюється, наведено на рис. 4.12.

Оскільки конструкція симетрична по двох осях, розрахунки проводилися по чверті формуючої порожнини та конструктивних елементів головки.

На рис. 4.13 наведено відмінність між розподілами швидкостей руху поліетилену високої густини на виході з формуючої щільності плоскощільної головки без урахування і з урахуванням пружної деформації її корпусу.

З отриманих результатів числових досліджень (рис. 4.13) витікає, що за наявності пружної деформації конструктивних елементів корпусу картина течії розплаву в формувальних каналах якісно змінилася й різниця швидкостей роз-

плаву між центральною зоною і краями формувальної щілини стала навіть зворотною. Моделювання течії полімеру на виході з головки, в якій формувальні канали зпрофільовані без урахування пружної деформації конструктивних елементів, показує майже рівномірний розподіл швидкостей по ширині з невеликим збільшенням по краях. Водночас, моделювання процесу формування з урахуванням деформації головки демонструє, що висота щілини в центральній зоні збільшується, і як наслідок витрата розплаву в цій зоні перевищує витрати біля країв формувальної щілини.

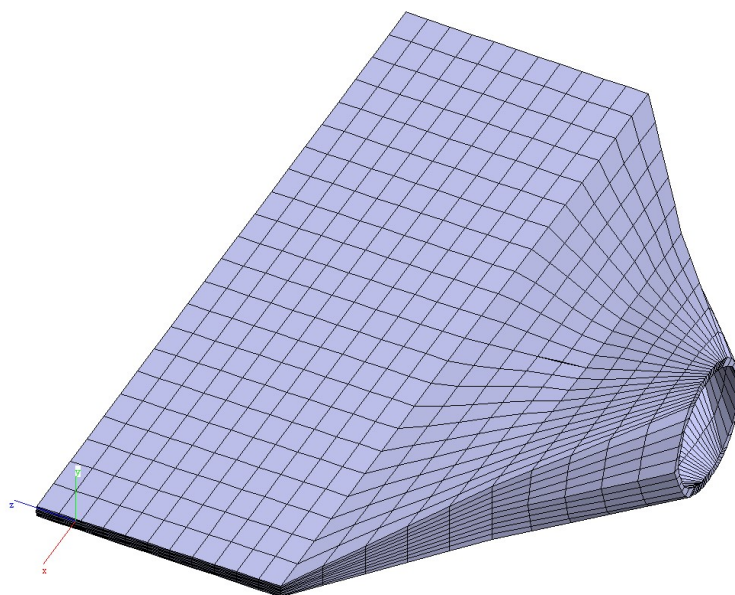


Рис. 4.12. Сіткова область модельної головки

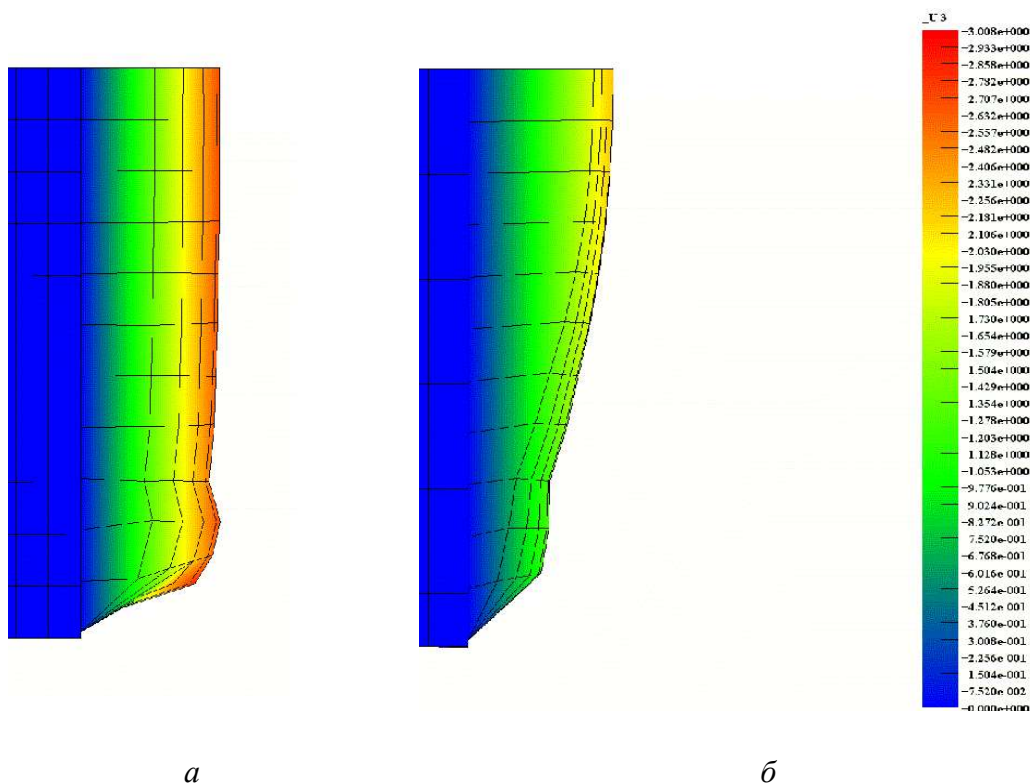


Рис. 4.13. Розподіл швидкостей розплаву на виході з головки:
a – без урахування деформації корпусу; *б* – з урахуванням деформації корпусу

Для дослідження впливу жорсткості конструктивних елементів головки виконано числове моделювання залежності розподілу швидкостей руху розплаву полімеру на виході з формувального каналу від циліндричної жорсткості головки, яку визначали за формулою

$$D = \frac{Eh^3}{12(1-\nu^2)},$$

де E та ν – модуль пружності під час розтягу та коефіцієнт Пуассона матеріалу головки, відповідно, h – товщина стінки головки.

Графік співвідношення швидкостей розплаву по центру та біля країв формувальної щілини головки залежно від величини циліндричної жорсткості її стінок наведено на рис. 4.14.

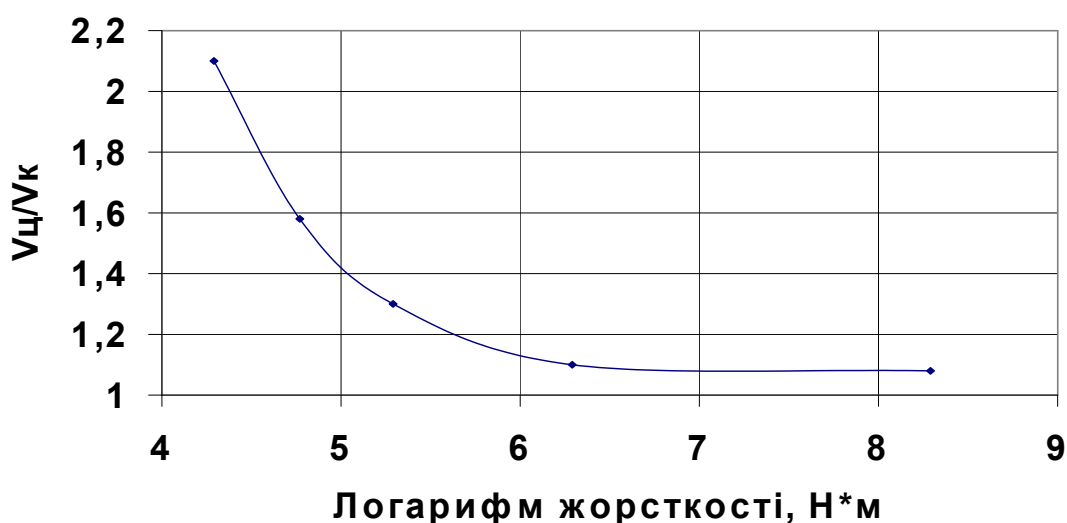


Рис. 4.14. Залежність співвідношення швидкостей розплаву на виході з головки від циліндричної жорсткості її стінок

Залежність величини найбільшого прогину стінки головки від її циліндричної жорсткості наведено на рис. 4.15.

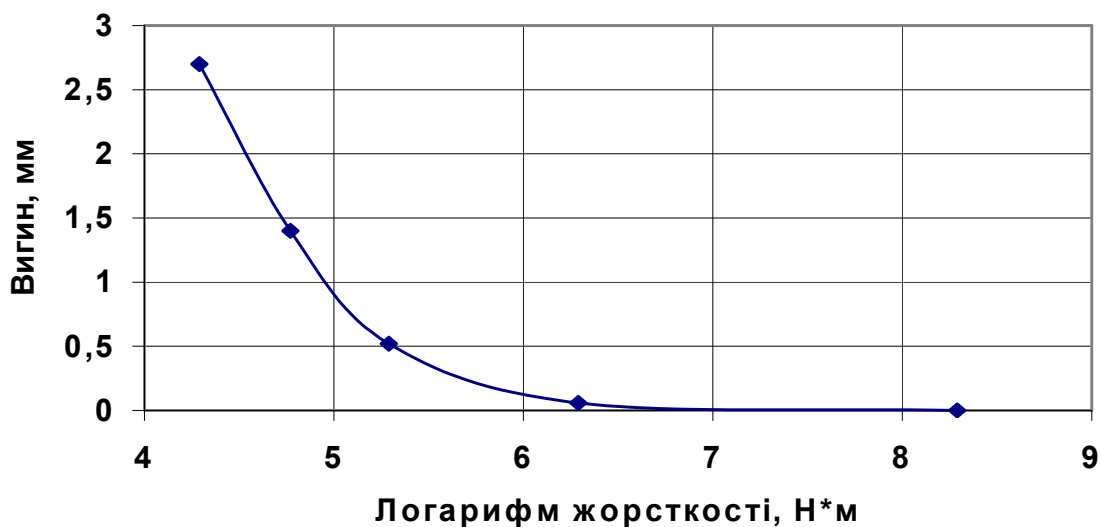


Рис. 4.15. Залежність найбільшого прогину головки від циліндричної жорсткості її стінок

Залежності на рис. 4.14 і 4.15 мають нелінійний характер, оскільки із збільшенням деформації стінок головки відбуваються локальні зміни швидкостей, в'язкостей, тиску і т.д. Після досягнення значення жорсткості понад 6 Н·м величина прогину формуючих конструктивних елементів плоскощільної головки стає незначною і вже майже не впливає на розподіл швидкостей полімеру в каналах.

4.3. Висновки до розділу 4

Запропоновані та апробовані алгоритми та методика числових розрахунків, які дають можливість аналізувати реальні картини течії полімерних матеріалів у формувальних каналах полімерного устаткування з рухомими й нерухомими деформівними стінками.

Розроблені математична модель та методика можуть застосовуватись для практичного використання в ході проєктування формувального устаткування та оптимізації його конструктивно-технологічних параметрів.

У процесі формування листових виробів на черв'ячно-валковому агрегаті температуру перероблюваного матеріалу можна підтримувати мінімально необхідною для стадії пластикації та дозування в зону формування, що надасть змогу зменшити енергоємність процесу екструзії.

Отримані дані дають змогу прогнозувати величину й характер деформації формувальних елементів та врахувати її вплив на рівнотовщинність виробу, що формується. Проведені уточнені числові експерименти дають змогу сформулювати рекомендації для розробників та експлуатаційників полімерного обладнання.

5. МОДЕЛЮВАННЯ ПОСТЕКСТРУЗІЙНОГО ОБЛАДНАННЯ ТА ПРОЦЕСІВ

5.1. Моделювання формувальних пристроїв черв'ячних екструдерів з урахуванням в'язкопружних властивостей полімерних матеріалів

5.1.1. Моделювання стану полімеру з урахуванням в'язкопружних властивостей

Проведений аналіз сучасного стану досліджень руху полімеру в зонах виходу з формувальних пристроїв показав недостатній рівень досліджень ефекту високоеластичного розширення (розбухання) екструдату за наявності каналів більш складного перерізу, ніж круглий або прямокутний. Існуючі в'язкопружні реологічні моделі течії розплавів полімеру в каналах формувальних інструментів вказують на необхідність використання у розрахунках методики врахування в'язкопружних властивостей, яка піддається сучасним автоматизованим методам введення та обробки.

Математичну модель екструзії утворює система рівнянь нерозривності й руху, яку замикає рівняння стану полімерного матеріалу.

Однією з універсальних реологічних моделей, що добре описує течію полімерів, для яких характерна наявність в'язкопружної поведінки, є модель ФТТ [139, 140, 146–148]. Вона дає змогу з високою точністю прогнозувати аномалію в'язкості розплаву й наявність поздовжньої в'язкості в течіях, спричинених нормальними напруженнями. Параметри моделі для певного полімеру можна визначити експериментально-розрахунковим шляхом.

Узагальнене конститутивне рівняння максвелівського типу, яке враховує пружні властивості рідин, може бути записано у вигляді [152]

$$\boldsymbol{\tau} + \lambda \left(\left(1 - \frac{a}{2} \right) \overset{\nabla}{\boldsymbol{\tau}} + \frac{a}{2} \overset{\Delta}{\boldsymbol{\tau}} \right) = 2\eta \mathbf{D},$$

де $\overset{\nabla}{\boldsymbol{\tau}}$ – верхня конвективна похідна в'язкопружного екстра-напруження за часом

$$\overset{\nabla}{\boldsymbol{\tau}} = \vec{v} \cdot \nabla \boldsymbol{\tau} - (\nabla \vec{v} \cdot \boldsymbol{\tau} - \boldsymbol{\tau} \cdot \nabla \vec{v}^T),$$

$\overset{\Delta}{\boldsymbol{\tau}}$ – нижня конвективна похідна в'язкопружного екстра-напруження за часом

$$\overset{\Delta}{\boldsymbol{\tau}} = \vec{v} \cdot \nabla \boldsymbol{\tau} + (\vec{v} \nabla \cdot \boldsymbol{\tau} + \boldsymbol{\tau} \cdot \nabla \vec{v}),$$

$$\nabla \vec{v} = \frac{\partial v_i}{\partial x_j}.$$

де ∇ – оператор Гамільтона, m^{-1} ; \vec{v} – вектор швидкості, м/с. Швидкість релаксації напруження визначається часом релаксації λ . Параметр a – довільне число, але з дотриманням умови позитивності в'язкості; η – динамічна в'язкість, Па·с; $\mathbf{D} = 0,5(\nabla \vec{v} + \vec{v} \nabla)$ – тензор швидкості деформації, s^{-1} .

Напруження, що нагромаджуються в полімерному середовищі, представляються у вигляді суми в'язкопружної та пружної компонент [31]

$$\boldsymbol{\tau} = \boldsymbol{\tau}_1 + \boldsymbol{\tau}_2,$$

в якому в'язкопружна та пружна компоненти визначають з рівнянь:

$$\begin{aligned}\tau_1 + \lambda \overset{\nabla}{\tau}_1 &= 2\eta_1 \dot{\mathbf{D}}; \\ \tau_2 &= 2\eta_2 \dot{\mathbf{D}}.\end{aligned}\quad (5.1)$$

Пружна компонента τ_2 розраховується за помітних змін об'єму полімеру.

У рівняннях (5.1) η_1 – динамічна в'язкість, Па·с; а η_2 – об'ємна в'язкість, Па·с (у наших задачах не враховується, оскільки розплав вважаємо нестисливим).

Для в'язкопружної моделі ФТТ [21, 148], загальний тензор екстра-напружень в'язко-пружної компоненти τ_1 обчислюється із співвідношення

$$\exp\left[\frac{\varepsilon\lambda}{\eta_1}\tau_1\right]\tau_1 + \lambda\left[\left(1 - \frac{\xi}{2}\right)\overset{\nabla}{\tau}_1 + \frac{\xi}{2}\overset{\Delta}{\tau}_1\right] = 2\eta_1\dot{\mathbf{D}},$$

де ξ і ε – матеріальні параметри, які визначають зсувну в'язкість і розширювальну здатність розплаву, відповідно. Значення часу релаксації λ для розплаву полімеру знаходиться з експериментально визначеного часу, за який екструдат набуває 2/3 своєї кінцевої форми після виходу з головки, а параметр ε – зі встановлення форми екструдату числовими експериментами до збігу з експериментально визначеною формою стабілізації перерізу потоку екструдату.

Задачу течії полімеру в формувальному каналі розглядаємо за таких припущень:

- процес екструзії стаціонарний;
- течія розплаву ізотермічна;
- розплав полімеру нестисливий ($\rho = \text{const}$);
- сили тяжіння та інерції малі порівняно з силами в'язкості ($\text{Re} \ll 1$) та ними можна знехтувати;
- швидкість на стінці дорівнює нулю.

Для числового дослідження умов розширення потоку в'язкопружної рідини на виході з формувального отвору проводиться аналіз напруженого стану, що виникає в області виходу в екструдаті за таких граничних умов:

- 1) на вході у формууючий канал задається витрата розплаву

$$G = G_{inlet},$$

де $G = G_{inlet}$ – об'ємна витрата розплаву, м³/с;

- 2) на виході екструдату з формувального каналу приймається нульовий градієнт тиску

$$\mathbf{n} \cdot \nabla p = 0;$$

- 3) на вільній поверхні екструдату задаються умови рівноваги і нульове значення швидкості розбухання:

$$\begin{cases} \tau_{ii} = (\boldsymbol{\tau} \cdot \mathbf{n}) \cdot \mathbf{n} = p - HS; \\ \mathbf{v} \cdot \mathbf{n} = 0, \end{cases}$$

де H – кривизна вільної поверхні екструдату, м⁻¹; S – питома сила поверхневого натягу, Н/м.

Параметром, який характеризує розширення струменю екструдату, є відношення його поперечного розміру після стабілізації до розміру формувального каналу (ступінь розбухання):

$$\beta = \frac{D}{d}.$$

Як аргумент використовується число Дебори (De), яке представляє собою відношення часу релаксації полімеру до часу проходження ним ділянки формування:

$$De = \frac{\lambda}{\tau}.$$

З метою встановлення закономірностей в'язкопружного розширення екструдату було проведено числове моделювання течії полімеру на виході із формувальних каналів різного характерного перерізу. Числові дослідження проводились за допомогою системи ANSYS Polyflow із експериментально встановленими матеріальними параметрами моделі ФТТ.

Всі змодельовані об'єкти склалися з двох частин: формувального каналу та вільного профільованого екструдату після виходу з нього. Профіль виробу моделювався в режимі вільної екструзії, тобто без тягнучого пристрою. Такий режим дає змогу здійснитись релаксації напружень у полімері та проявити явище в'язко-пружного розширення. Були змодельовані зекстуровані профілі такої геометрії: трубчастий, суцільний круглий, порожнистий квадратний, прямокутний. Як перероблюваний матеріал брали композицію полівінілхлориду (ПВХ) марки SorVyl (Німеччина), температура приймалась 170 °С.

На рис. 5.1 наведено графік залежності в'язкості ПВХ марки SorVyl від швидкості зсуву за температури 170 °С.

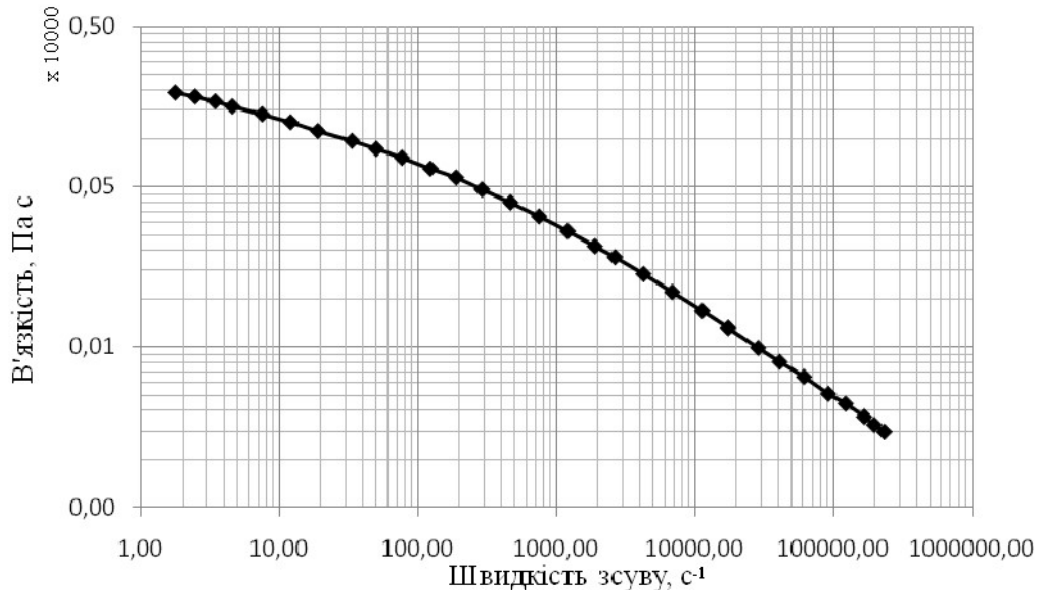


Рис. 5.1. Залежність в'язкості ПВХ від швидкості зсуву [170]

Коефіцієнт в'язкості для в'язкопружної компоненти (η_1) визначений по встановленому виду закону Кросса (CrossLaw) (3.14) для знаходження в'язкості ПВХ.

Профілі розбухання після виходу із головки та час релаксації полімерів в процесі вільної екструзії були визначені експериментальним шляхом, а на їх базі були встановлені параметри в'язкопружної реологічної моделі ФТТ.

5.1.2. Течія крізь кільцевий циліндричний канал

Геометрія профілю має такий вигляд, наведений на рис. 5.2.

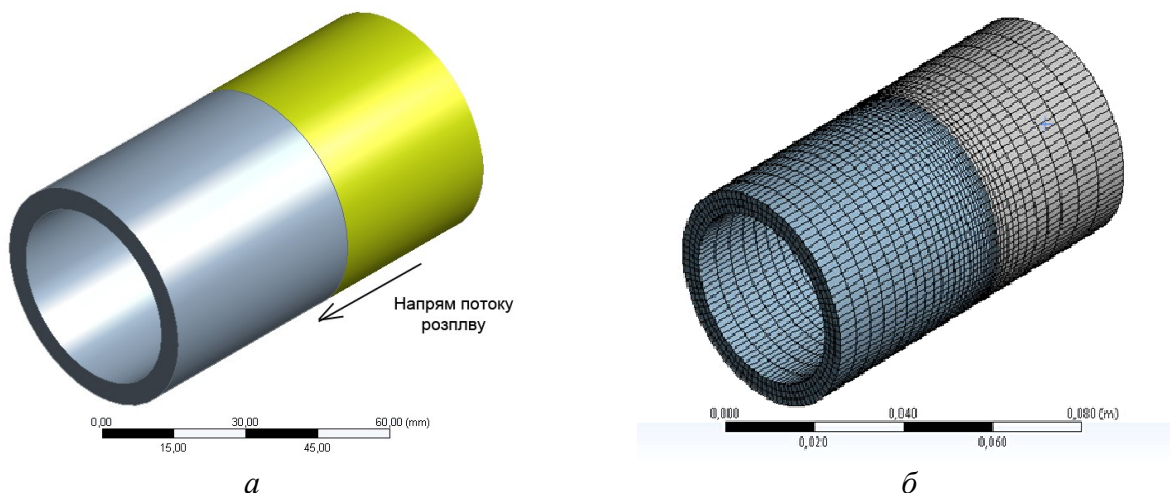


Рис. 5.2. Модель трубчастого профілю: *a* – геометрія розрахункової області; *б* – топологія скінченноелементної сітки

Геометричні розміри ділянки: внутрішній діаметр $D_{\text{внутр}} = 0,04$ м; зовнішній діаметр $D_{\text{зовн}} = 0,05$ м, довжина формувального каналу $L_{\text{гол}} = 0,03$ м; довжина вільної ділянки $L_{\text{проф}} = 0,04$ м. Максимальне значення тиску, яке досягалось на вході в екструзійну головку, дорівнює $1,583 \cdot \text{МПа}$. Для розрахунків побудована сіткова область, яка складається з 10548 елементів зі згущенням на межі головка–екструдат, оскільки саме в цій ділянці інтенсивність проходження перехідних процесів найвища. Густота сіткової області обґрунтовувалась збіжністю результатів моделювання за зміни кількості скінченних елементів.

Для оцінки зміни форми вільної поверхні екструдату наведено результати досліджень зміни степені розбухання зекструдованого трубного профілю по довжині вільної ділянки до стабілізації перерізу (рис. 5.3).

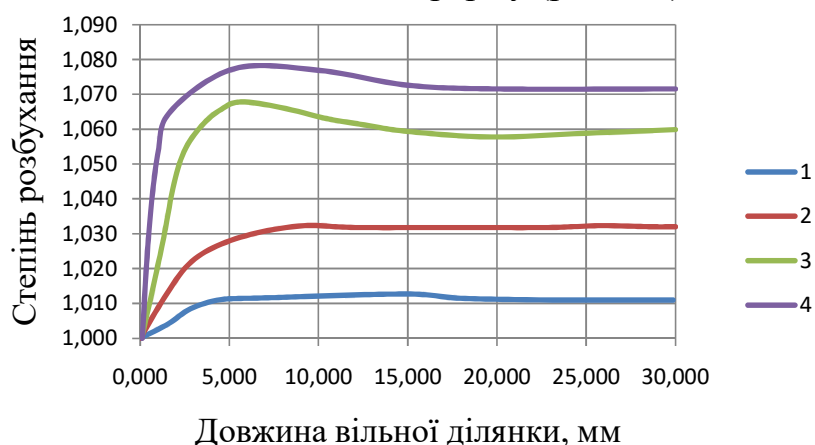


Рис. 5.3. Залежність степені розбухання трубного профілю по довжині вільної ділянки екструдату за різних значень De : 1 – 0; 2 – 0,6; 3 – 0,9; 4 – 1

Залежність ступеня розбухання трубного профілю від De апроксимована формулою

$$\beta = 0,0638De^2 - 0,0032De + 1,011.$$

Як видно із рис. 5.3, за відносно великих значень De екструдат має певний максимум розбухання, який потім дещо зменшується і стабілізується.

5.1.3. Течія крізь формувальний канал круглого поперечного перерізу

Геометричні розміри профілю: діаметр $D = 0,015$ м, довжина формувального каналу $L_{\text{гол}} = 0,04$ м; довжина вільного кінця $L_{\text{проф}} = 0,06$ м. Для розрахунків була побудована сіткова область з 18768 елементів за схемою попереднього профілю. Матеріал той самий.

На рис. 5.4 наведено результати досліджень зміни радіуса зекструдованого профілю круглого поперечного перерізу для деяких значень De .

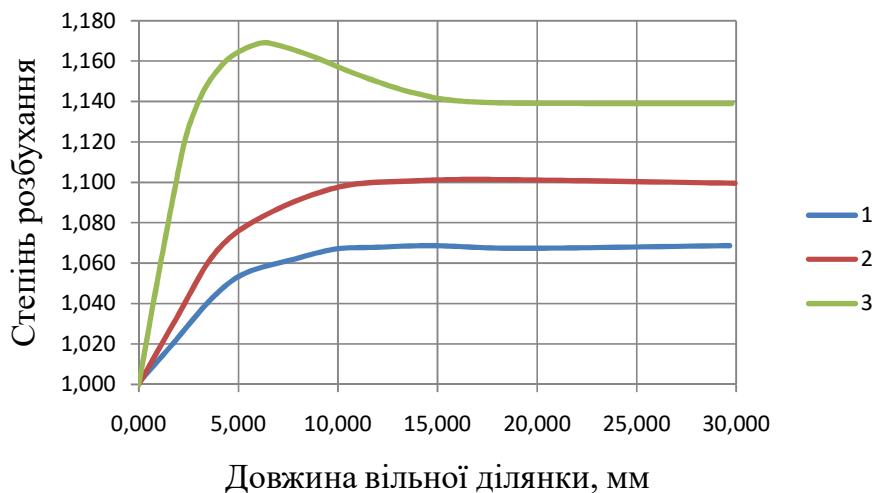


Рис. 5.4. Залежність степеня розбухання профілю круглого перерізу по довжині вільної ділянки екструдату за різних значень De : 1 – 0; 2 – 0,6; 3 – 0,9

Залежність ступеня розбухання профілю круглого перерізу від De апроксимована формулою

$$\beta = 0,0556De^2 + 0,00236De + 1,068 .$$

У разі, коли пружні властивості рідини відсутні (число $De=0$), величина розбухання зекструдованого профілю круглого перерізу складає 5,2 %. Зі збільшенням числа Дебори ступінь розбухання профілю збільшується і за $De = 0,9$ становить 12,5 %, що значно перевершує значення розбухання потоку для непружної рідини. Стабілізація перерізу відбувається максимум на 30 мм, що складає два діаметра формувального каналу.

5.1.4. Течія крізь формувальний канал прямокутного поперечного перерізу

Розрахункова область має довжину $L = 0,1$ м, де $L_{\text{гол}} = 0,04$ м; $L_{\text{проф}} = 0,06$ м, висота пластинки складає 0,0002 м. Область розбита на 12000 скінченних елементів за схемою попереднього профілю. Матеріал той самий.

На рис. 5.5 наведено сіткову область і розподіл швидкостей в екструдаті.

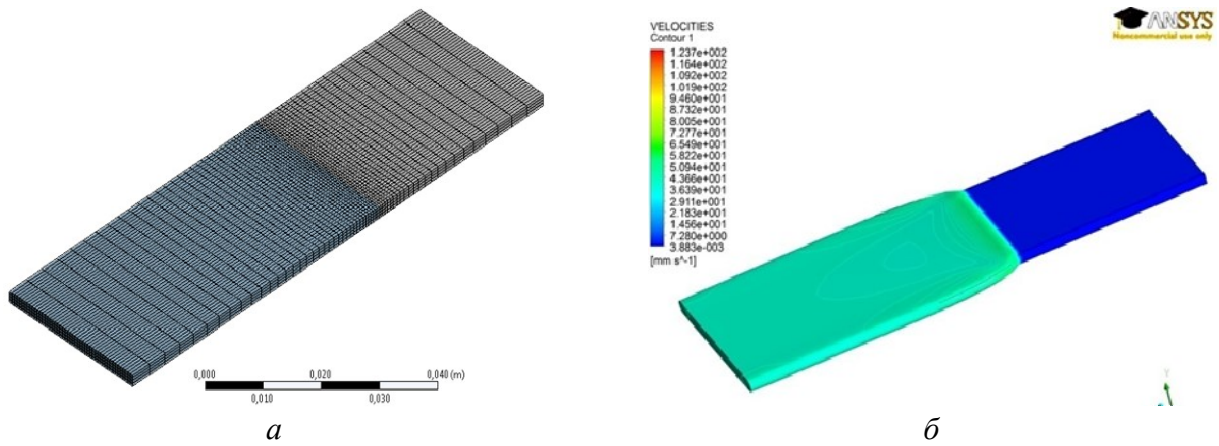


Рис. 5.5. Сіткова область та результати моделювання прямокутного каналу: *a* – розрахункова сітка; *б* – форма екструдату з розподілом швидкостей

Результати досліджень зміни форми вільної поверхні зекструдованого профілю прямокутного попеченого перерізу наведено на рис. 5.6.

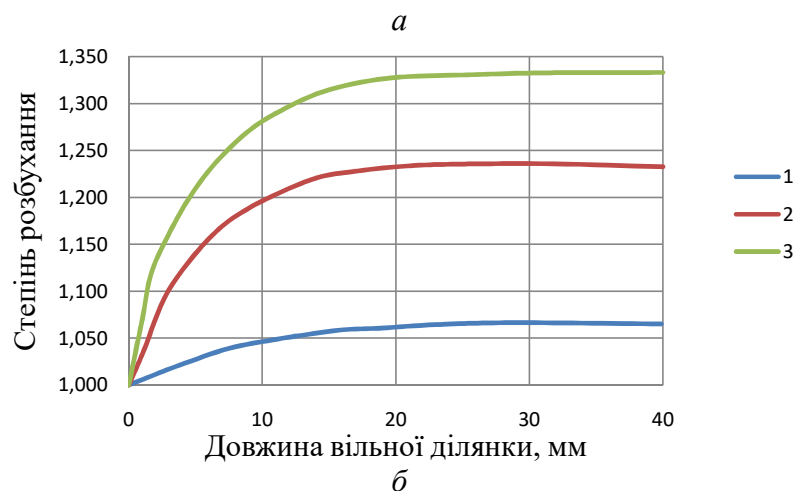
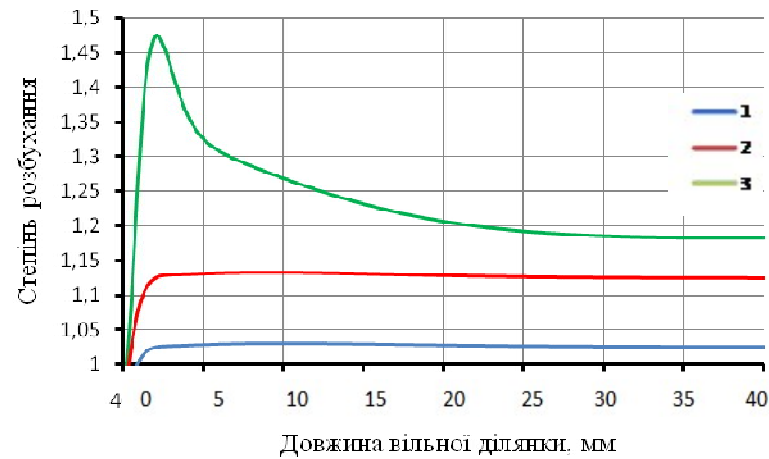


Рис. 5.6. Залежність зміни форми вільної поверхні прямокутного поперечного перерізу по довжині вільної ділянки екструдату за різних значень De : *a* – вигляд збоку; *б* – вигляд зверху; 1 – 0; 2 – 0,6; 3 – 0,9

Обробка результатів числового моделювання показує, що досягнення стабілізації перерізу по товщині (рис. 5.6,*a*) досягається на довжині до 2 мм (однієї товщини стрічки) за малих значень De і значно більше – за значень De ,

більших за 0,6. У той же час стабілізація перерізу по ширині (рис. 5.6,б) досягається на значно більшій абсолютній довжині, проте вона складає не більш двох значень ширини стрічки екструдату.

Залежності ступеня розбухання профілю прямокутного перерізу по товщині й ширині від De апроксимовані формулами:

$$\beta = 0,174De + 1,0246;$$

$$\beta = 0,0295De + 1,0628.$$

5.1.5. Моделювання течії розплаву крізь формувальний канал порожнього квадратного поперечного перерізу

Геометричні розміри профілю: квадратний профіль $0,04 \times 0,04$ м, товщина стінки $0,002$ м, довжина головки $L_{\text{гол}} = 0,03$ м; $L_{\text{проф}} = 0,05$ м. Геометрію розрахункової області та результат моделювання наведено на рис. 5.7.

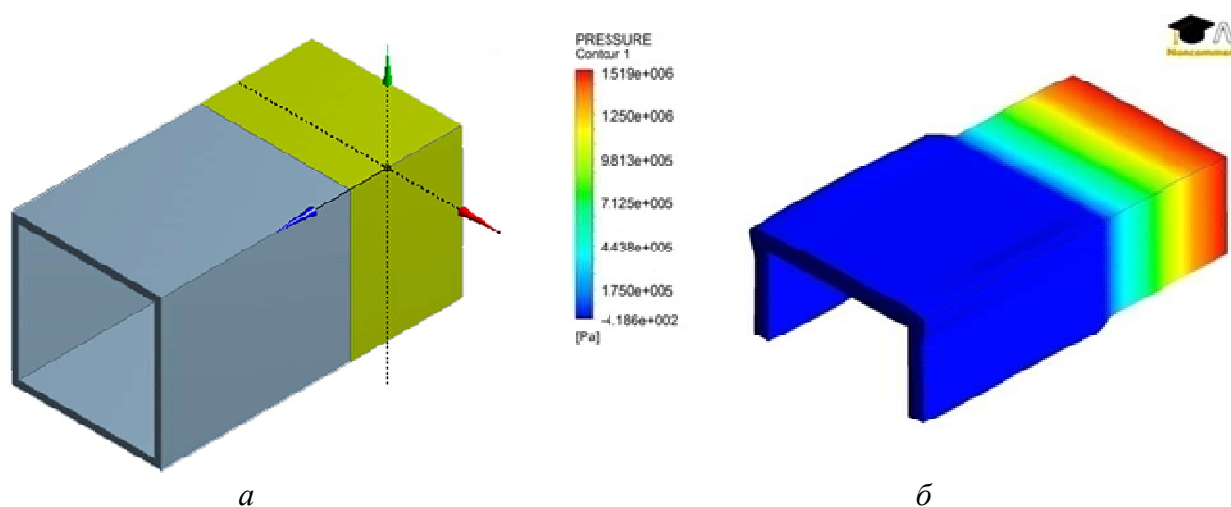


Рис. 5.7. Сіткова область та результати моделювання квадратного каналу: а – геометрична модель; б – форма екструдату з розподілом тиску

За результатами моделювання максимальне значення тиску на початку розрахункової області становить $1,6$ МПа.

На рис. 5.8 наведено результати досліджень зміни радіуса зекструдованого профілю порожнистого квадратного поперечного перерізу для деяких значень De .

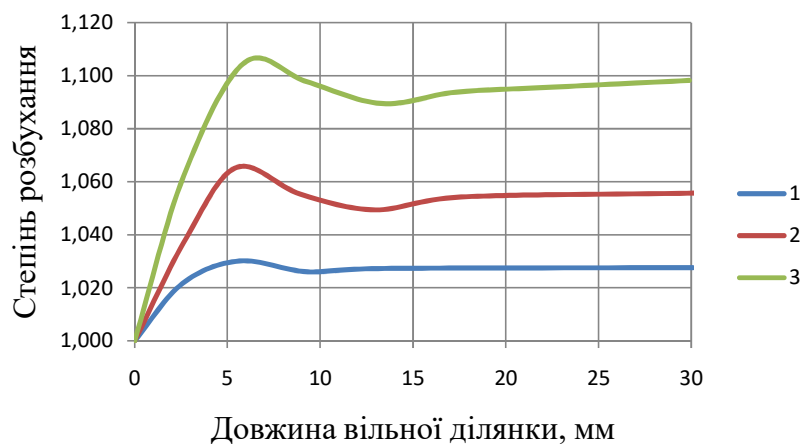


Рис. 5.8. Залежність степені розбухання профілю порожнистого квадратного перерізу по довжині вільної ділянки екструдату за різних значень De : 1 – 0; 2 – 0,6; 3 – 0,9

Залежність ступеня розбухання профілю порожнистого квадратного перерізу від De апроксимована формулою

$$\beta = 0,0706De^2 + 0,0108De + 1,027.$$

Аналогічним шляхом можна апроксимувати результати й щодо інших полімерів та режимів їх формування.

Зазвичай довжину формувальної ділянки головок виконують такою, щоб мінімізувати величину ступеня розбухання та стабілізувати поперечний розмір. З цією самою метою обмежують продуктивність. Компенсація розбухання фільтрним витягуванням не завжди доцільна, оскільки може спотворювати конфігурацію перерізу профілю. Урахування величини та характеру розбухання надасть змогу скоротити довжину формувальної ділянки й витрат потужності екструдера зі збереженням заданої продуктивності.

5.1.6. Моделювання течії розплаву крізь формувальний канал промислової головки

Були проведені числові дослідження екструзії реального промислового двокамерного порожнистого профілю (рис. 5.9,*a*) прямокутного перерізу 40×50 мм з внутрішнім ребром товщиною 5 мм. Оскільки головка симетрична, моделюється лише половина формувального каналу (рис. 5.9,*б*). Формувальний канал розділений на чотири підобласті (див. рис. 5.9,*б*). Підобласті 1, 2 і 3 представляють собою канал головки, тоді як підобласть 4 представляє собою екструдат, який контактує з повітрям.

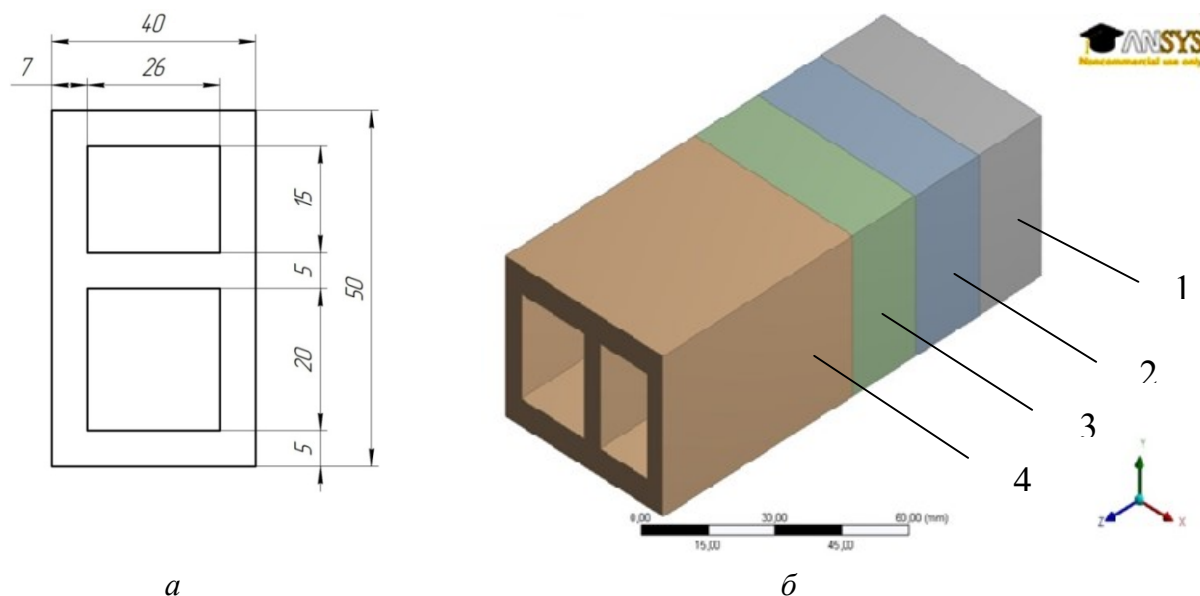


Рис. 5.9. Модель двокамерного порожнистого профілю: *a* – поперечний переріз профілю; *б* – схема поздовжньої розбивки формувального каналу головки і вільної ділянки екструдату

Для розрахунків була побудована сіткова область з 22408 елементів зі згущенням сітки на межі головка-екструдат. Мінімальна необхідна кількість вузлів вибиралась з умови змін до 1 % розподілу швидкостей на виході та відсутності нерівномірності швидкостей між елементами.

Як перероблюваний матеріал використовується ПЕНГ. Для опису залежності швидкості в'язкості матеріалу, що переробляється, від швидкості зсуву застосовується модель Берд–Карро [10].

Температура полімеру передбачається постійною і рівною 180 °С, параметри моделі в'язкості за цієї температури, дорівнюють: $\eta_0=5630$ Па·с, $\lambda=0,32$ с, $n=0,64$. Потік розплаву полімеру нестисливий. Сталий профіль швидкості течії полімеру на вході в головку моделювався для витрати $Q=10000$ мм³/с. На стінках головки застосовується гранична умова прилипання.

У результаті моделювання отримано наведену на рис. 5.10,*а* конфігурацію порожнистого профілю.

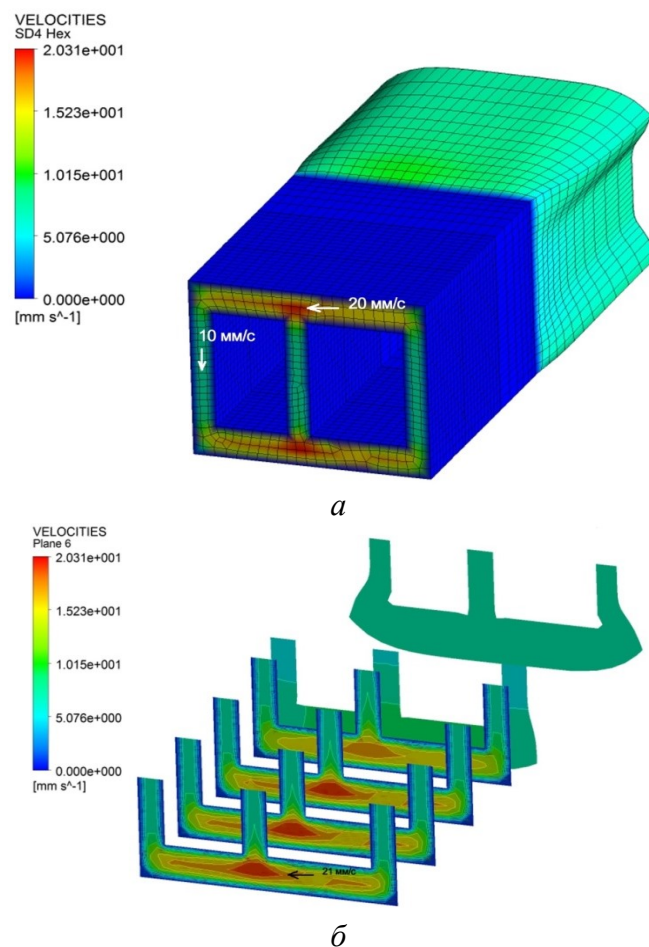


Рис. 5.10. Розподіл швидкостей та форми екструдату: *а* – конфігурація формувального каналу та форма екструдату; *б* – розподіл швидкостей в різних перерізах формувального каналу і вільної ділянки екструдату

Неправильна форма отриманого виробу обумовлена утворенням локальних ділянок непостійного тиску і швидкості течії потоку на виході із формувального каналу головки. Це спричиняє формування профілю спотвореної форми і з різною товщиною стінок (5 мм і 7 мм). Різниця локальних товщин обумовлена неоднорідністю витрат потоку полімеру по товщині перерізу (до 20 мм/с), після виходу із каналу (рис. 5.10,*б*). При розгляді кожної ділянки розрахункової області можна простежити особливості течії полімеру й визначити межі області перебудови зекструдованого профілю та його кінцеву конфігурацію.

Результати наведених досліджень опубліковано в працях [171–173].

5.1.7. Зворотне проєктування каналів екструзійної головки

Метою моделювання є визначення форми каналу головки, за якої досягається збалансована витрата полімеру після виходу з головки та набуття заданої конфігурації виробу після закінчення ділянки стабілізації. Розроблено методику та алгоритм модифікування форми каналу з використанням алгоритму оптимізації, який дає змогу проводити коригування геометрії формувальних каналів головок по заданих розмірах зекструдованих виробів.

Процес проєктування починається із задавання форми виробу, формувальних та перехідних ділянок, які підлягають коригуванню. Розрахункова область розділена на чотири ділянки (рис. 5.11) для застосування конкретних алгоритмів перебудови сітки в кожній ділянці під час коригування геометрії каналу.

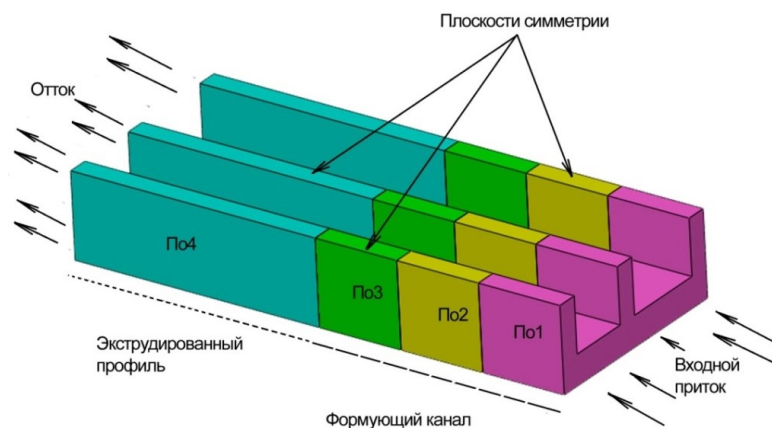


Рис. 5.11. Схема розбивки розрахункової області на ділянки

Геометрія формувального каналу головки визначається розв'язанням зворотної задачі моделювання, за якою цільовий профіль задається як форма екструдату в напрямку течії. Завдання розрахунку полягає у визначенні необхідної геометрії формувального каналу головки на виході, яка забезпечує вирівнювання швидкостей розплаву в області вільної поверхні й задану форму перерізу полімерного профілю [174, 175].

Для застосування алгоритму початкова обмежена задача перетворюється таким чином, що вона може бути розв'язана як серія необмежених задач. Основний підхід полягає в зведенні до мінімуму функції

$$\Phi(X) = F(X) + f(X),$$

де $\Phi(X)$ – псевдо-цільова функція геометрії цільового профілю, $F(X)$ – геометричні параметри, які не підлягають змінню, $f(X)$ – штрафна функція відхилення геометрії профілю від заданого, X – набір геометричних параметрів профілю

$$X = \{x^k\},$$

де $\{x^k\}$ – така послідовність точок, що $f(x^{k+1}) < f(x^k)$, $k=0, 1, 2, \dots$

Штрафна функція $f(X)$ в CFD-моделюванні розраховується з використанням ітераційного методу збільшення множників Лагранжа (ЗМЛ).

Для обчислення зворотної задачі проєктування каналів головки реалізовано алгоритм Флетчера–Рівса (ФР), який є ітераційним процесом визначення геометрії перехідних та формувальних каналів головки для забезпечення заданої форми зекструдованого профілю. Метод ФР використовує метод пошукового рядку, щоб знайти мінімум функції в заданому напрямку пошуку [176, 177].

Для отримання заданої остаточної форми екструдату програма дає змогу методом ітерацій змінювати геометрію формувального каналу на довжині 60 мм. Результати такого ітераційного моделювання наведено на рис. 5.12.

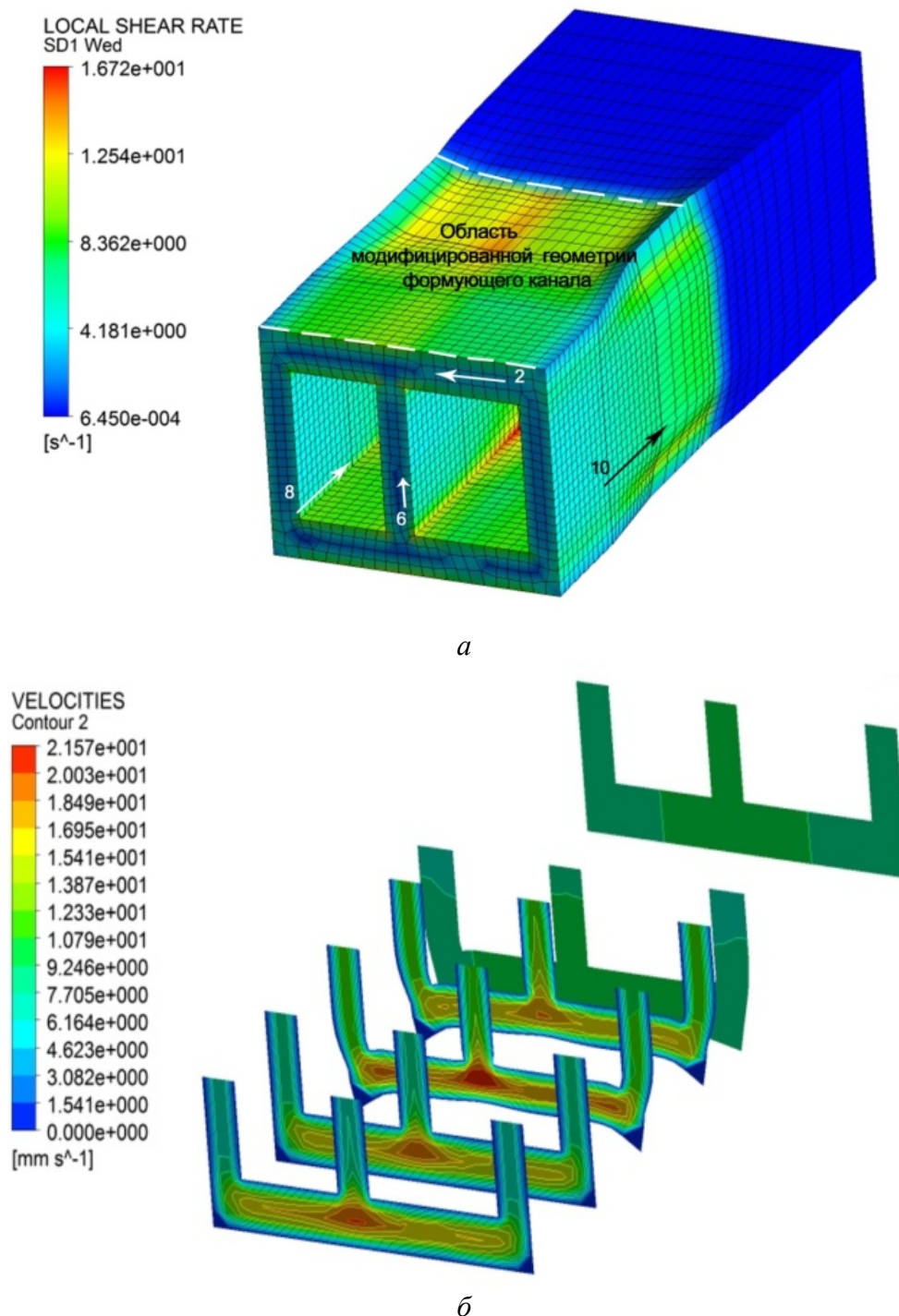


Рис. 5.12. Розподіл локальної швидкості зсуву і швидкості екструдату з оптимізованою геометрією каналу: *a* – конфігурація екструдату; *б* – розподіл швидкості в перерізах каналів та екструдаті

При розгляді кожної ділянки каналу можна простежити особливості течії полімеру та форму потоку й визначити області з відхиленнями від заданої, що може призвести до спотворення форми зекстурованого виробу. Розглянута методика моделювання дає змогу проводити уточнення геометрії формуючого каналу головки і отримання екстурованого профілю заданої форми.

На рис. 5.13 наведено варіанти неоптимізованої та оптимізованої геометрії формувальної ділянки каналу головки й можливість прогнозування її геометрії.

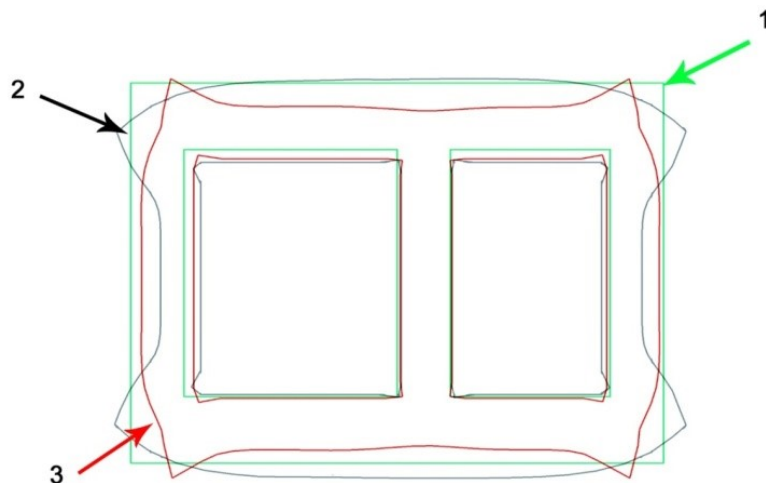


Рис. 5.13. Поперечні перерізи формувального каналу головки неоптимізованої і оптимізованої форми: 1 – задана цільова форма перерізу профілю; 2 – некоригована форма перерізу профілю кінцевого виробу; 3 – необхідна конфігурація перерізу фільтери

Запропонована методика моделювання й проектування дає змогу визначати необхідну конфігурацію екструзійної головки й зокрема її випускного отвору (фільтери) для досягнення заданої форми перерізу екстурату після його стабілізації. Методика дає змогу здійснювати також прогнозування геометрії не лише у формувальному каналі, а і в предканалі, тобто для екструзійних головок з більш складною геометрією.

Оскільки будь-який процес моделювання коротший і дешевший, ніж метод проб і помилок при виготовленні головок [178], це дає змогу підвищити ефективність їх проектування й виробництва в цілому.

5.2. Моделювання напружено-деформованого стану зекстурованих полімерних труб

5.2.1. Фізична модель процесу

Полімерна труба формується з розплаву, який проходить крізь формувальну головку з наступним калібруванням і частковим охолодженням в калібрувальній пристрої та остаточним охолодженням в водяних або у вакуум-водяних ваннах. В умовах вільної конвекції трубу охолоджують у ваннах зануренням у шар води та на ділянках повітряного охолодження, що обумовлено незначною швидкістю відведення труби (до 9 м/хв). Під час перебування труби на повітрі відбувається охолодження також за рахунок теплового випромінювання. У цьому разі коефіцієнт тепловіддачі до повітря можна визначати за за-

лежностями, викладеними у праці [179], а теплообмін на поверхні труби можна описати граничними умовами третього роду

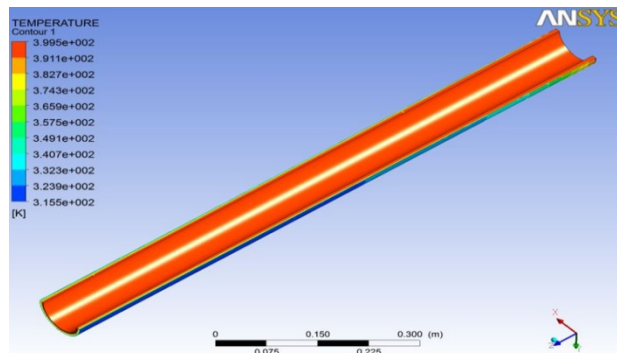
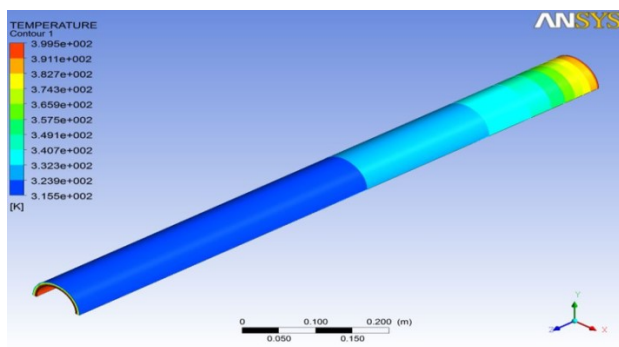
$$\mathbf{q} \cdot \mathbf{n}|_{S_q} = \alpha(T - T_p),$$

де \mathbf{q} – густина теплового потіку, Вт/м²; S_q – поверхня, на якій задано граничні умови конвективного типу; α – коефіцієнт тепловіддачі, Вт/(м²·К); T_p – температура охолоджувального середовища, К.

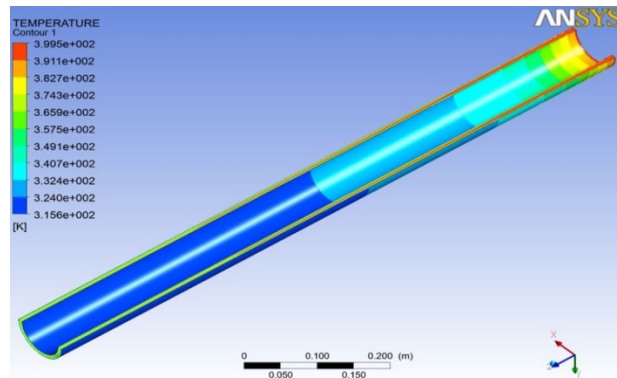
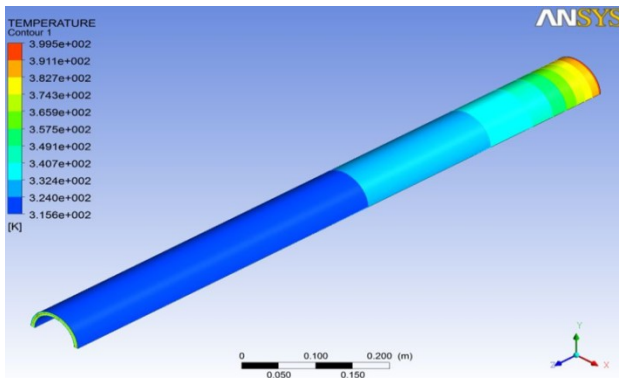
5.2.2. Вплив процесу охолодження на ефективність процесу та якість труби

Ефективність охолодження, у тому числі внутрішнього, оцінюється за температурою зовнішньої поверхні стінки труби після охолоджуючої ванни й розподілу технологічних напружень. Ця температура не залишається сталою і в міру руху труби збільшується за рахунок теплоти внутрішніх шарів стінки, а досягнувши максимального значення, зменшується за рахунок конвективного теплообміну до температури навколишнього середовища. За інших рівних умов відстань від ванни, при якому температура зовнішньої поверхні стінки досягає максимального значення, залежить від товщини стінки і швидкості руху труби.

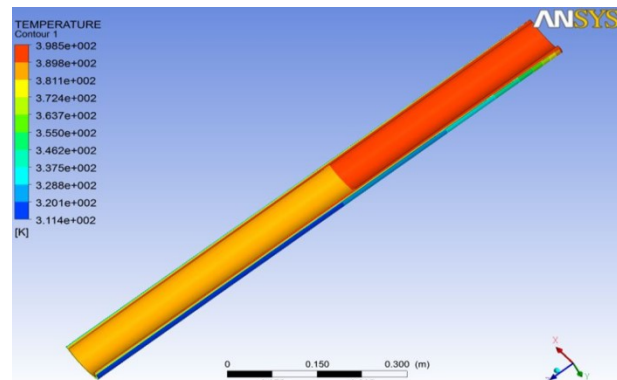
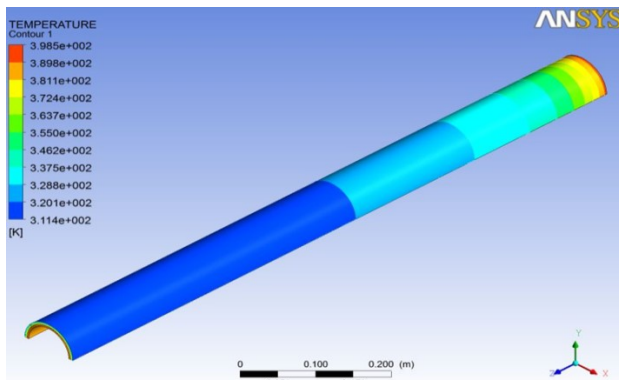
Для визначення найбільш ефективного способу охолодження було проведено низку експериментів та розрахунків. При односторонньому охолодженні водою розподіл температур був нерівномірний і час охолодження був дуже великий, при цьому технологічні напруження дорівнювали (для труби $D=90$ мм, SDR 6: 22,9 МПа, для труби $D=63$ мм, SDR 9: 18,5 МПа) (рис. 5.14,*a*, рис. 5.16,*a*, рис. 5.15,*a*, рис.5.17,*a*) При двосторонньому охолодженні час скорочувався майже вдвічі, але при цьому виникали великі технологічні напруження (для труби $D=90$ мм, SDR 6: 25 МПа, для труби $D=63$ мм, SDR 9: 20,4 МПа) (рис. 5.16,*б*, рис. 5.17,*б*), що погіршувало якість труби та призводило до появи дефектів [180, 181]. Це свідчить про те, що при збільшенні швидкості охолодження в структурі полімеру утворюються кристаліти, оскільки швидкість охолодження (для труби $D=90$ мм, SDR 6: 0,7 К/с, для труби $D=63$ мм, SDR 9: 1,6 К/с) (рис. 5.14,*б*, рис. 5.15,*б*) і за таких умов кристалізації в твердому матеріалі спостерігаються ознаки структурних утворень [182]. Крім цього, доцільність використання води втрачається в силу її надмірної витрати. Більш ефективним способом двостороннього охолодження труб малого діаметра (до 90 мм включно) є зовнішнє водяне і внутрішнє повітряно-водяне охолодження. Також встановлено, що застосування двостороннього охолодження дає змогу поліпшити якість внутрішньої поверхні труб, оскільки воно сприяє більш швидкому твердінню внутрішніх шарів заготовки й відповідно фіксації її гладкої відформованої в трубній головці внутрішньої поверхні [183]. При цьому технологічні напруження зменшуються, порівняно з двостороннім охолодження водою і становлять (для труби $D=90$ мм, SDR 6: 24,4 МПа, для труби $D=63$ мм, SDR 9: 19,8 МПа) (рис. 5.16,*з*, рис. 5.17,*з*).



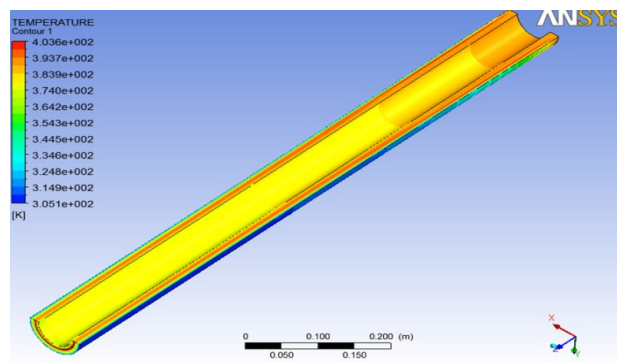
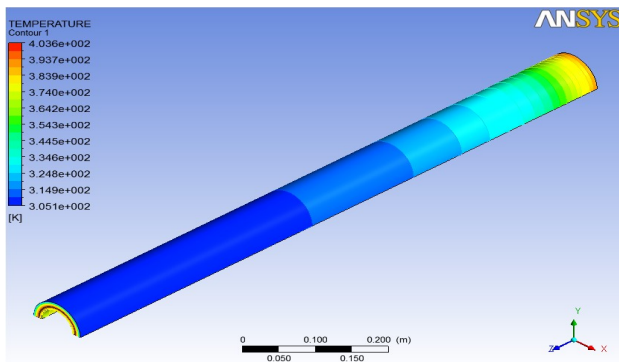
a



б

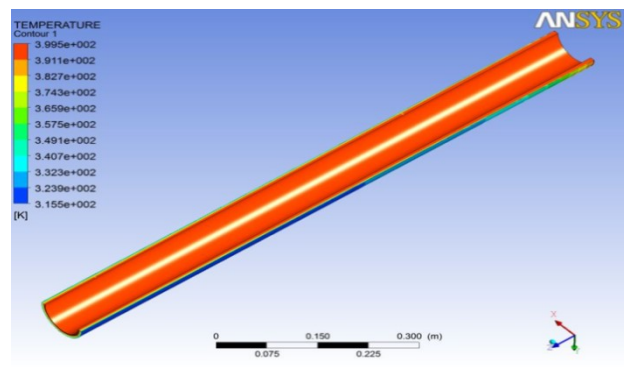
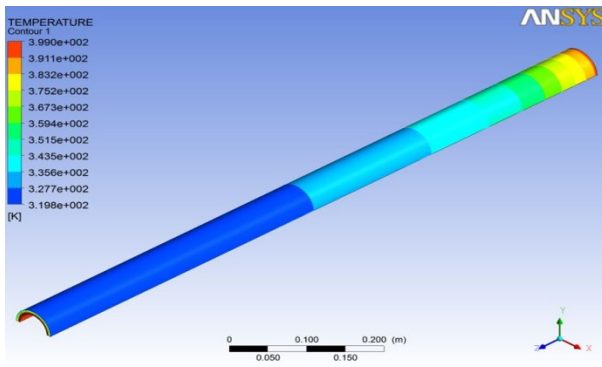


в

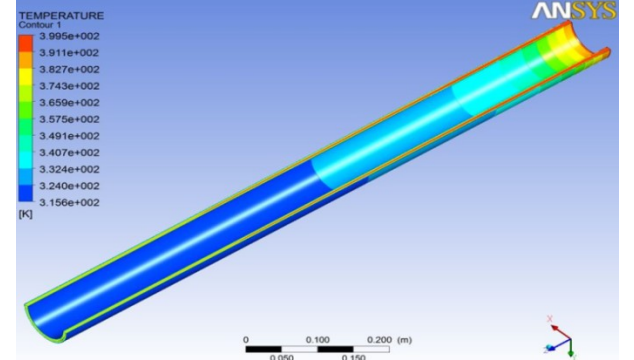
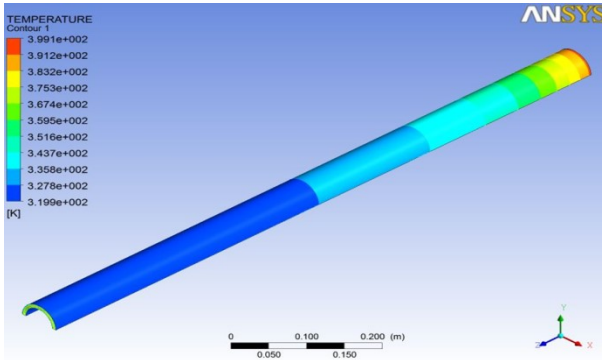


г

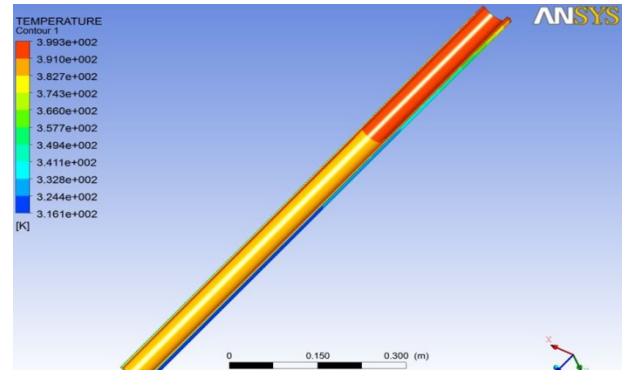
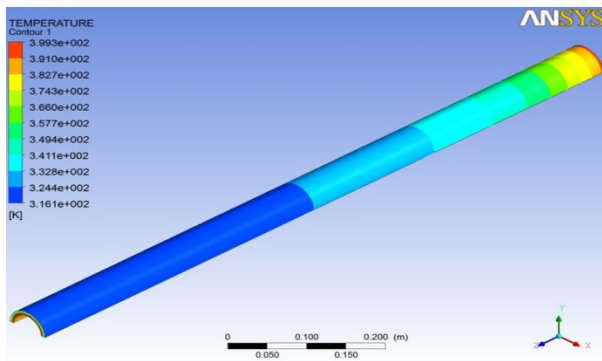
Рис. 5.14. Розподіл температур по довжині труби із зовнішнім діаметром 90 мм за одностороннього охолодження водою (а), двостороннього охолодження водою (б), двостороннього комбінованого охолодження (зовнішнє – вода, внутрішнє – повітря) (в), двостороннього комбінованого охолодження (зовнішнє – вода, внутрішнє – повітряно-водяна суміш) (г)



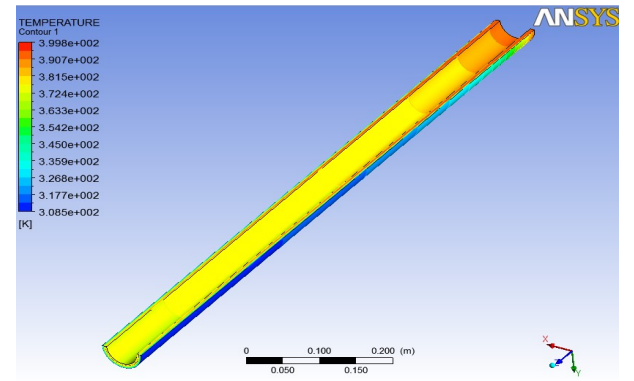
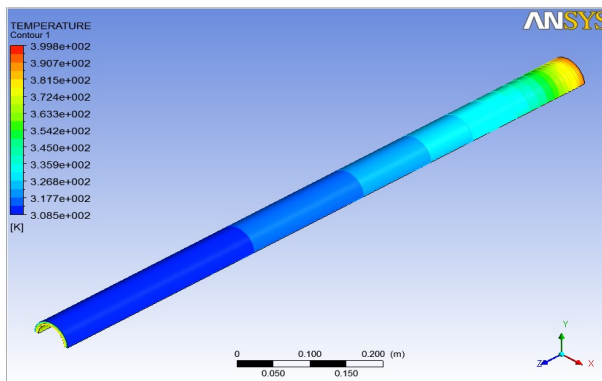
a



б

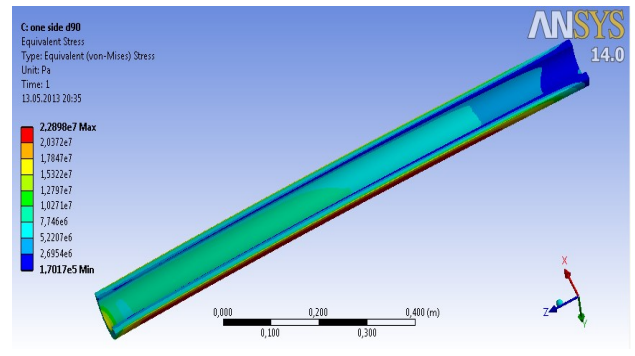
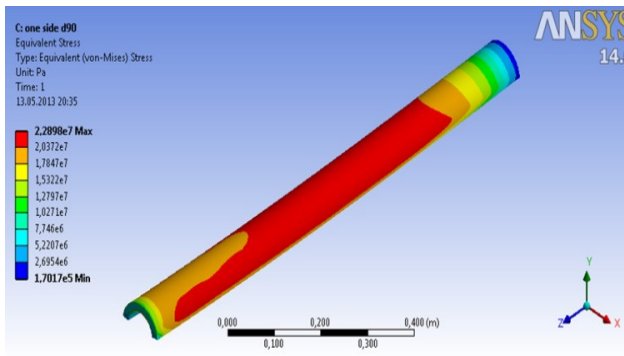


в

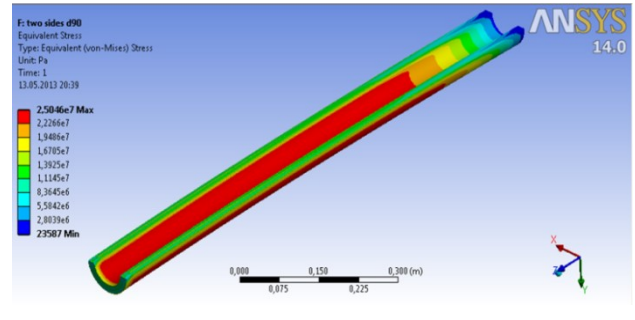
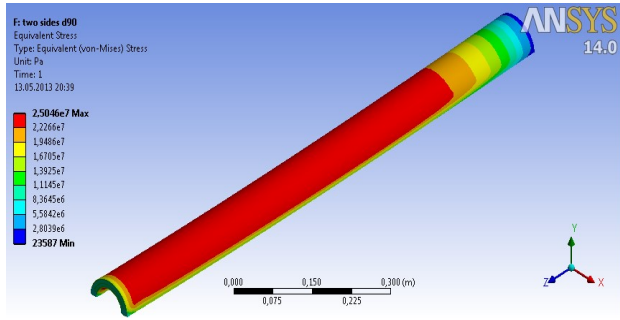


г

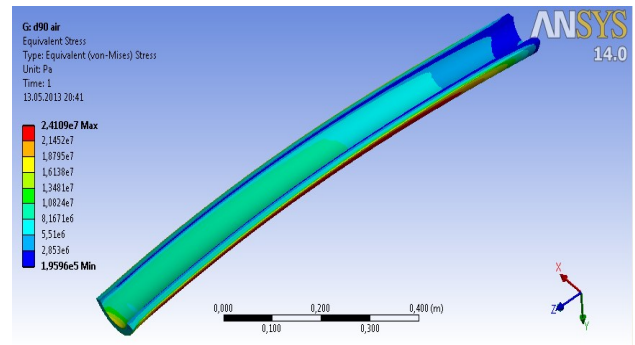
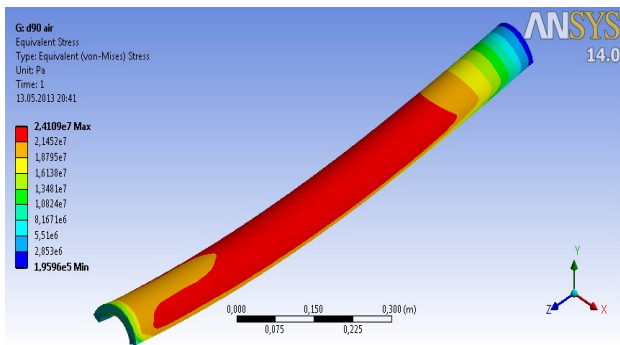
Рис. 5.15. Розподіл температур по довжині труби із зовнішнім діаметром 63 мм за одностороннього охолодження водою (а), двостороннього охолодження водою (б), двостороннього комбінованого охолодження (зовнішнє – вода, внутрішнє – повітря) (в), двостороннього комбінованого охолодження (зовнішнє – вода, внутрішнє – повітряно-водяна суміш) (г)



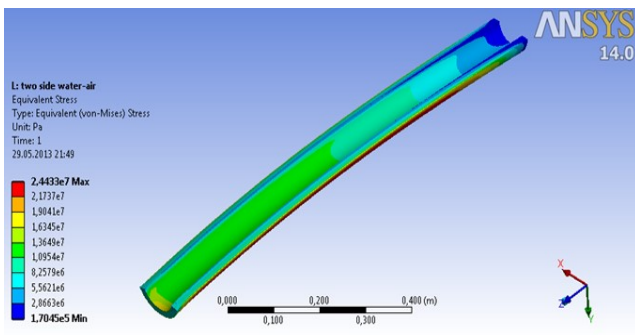
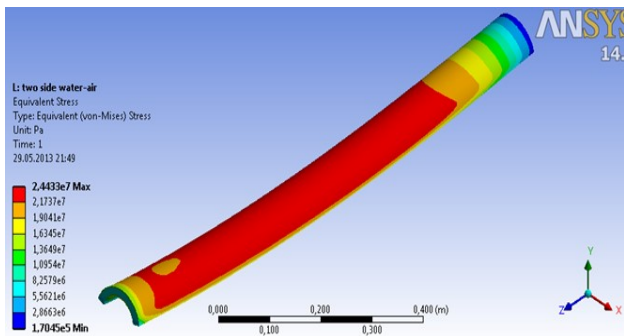
a



б



в



г

Рис. 5.16. Розподіл технологічних напружень по довжині труби із зовнішнім діаметром 90 мм за одностороннього охолодження водою (а), двостороннього охолодження водою (б), двостороннього комбінованого охолодження (зовнішнє – вода, внутрішнє – повітря) (в), двостороннього комбінованого охолодження (зовнішнє – вода, внутрішнє – повітряно-водяна суміш) (г)

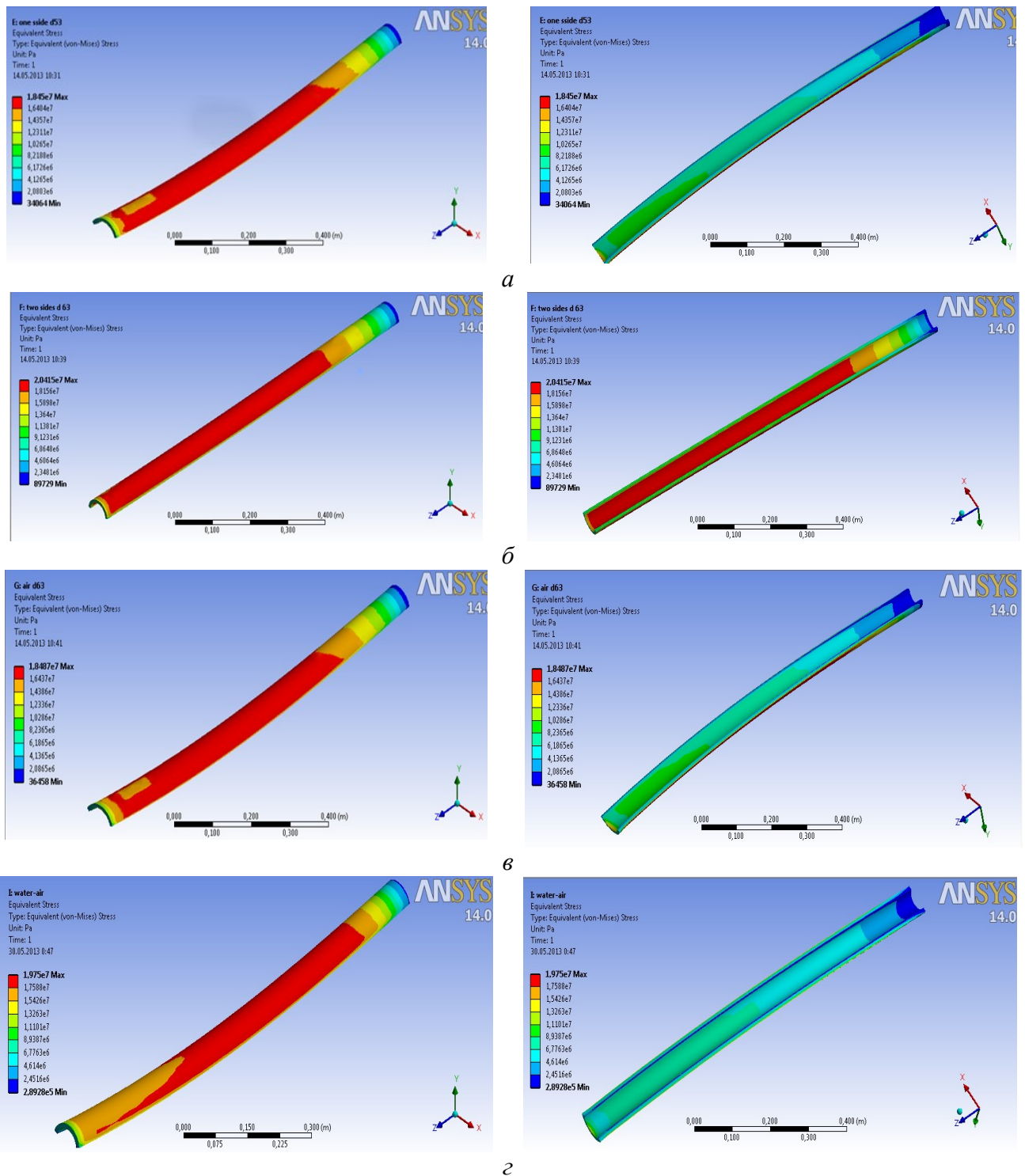


Рис. 5.17. Розподіл технологічних напружень по довжині труби із зовнішнім діаметром 63 мм за одностороннього охолодження водою (а), двостороннього охолодження водою (б), двостороннього комбінованого охолодження (зовнішнє – вода, внутрішнє – повітря) (в), двостороннього комбінованого охолодження (зовнішнє – вода, внутрішнє – повітряно-водяна суміш) (з)

Крім цього, значно доцільніше використовується вода. Хоча, встановлено, що надмірна інтенсифікація в разі внутрішнього охолодження труби повітряно-водяною сумішшю призводить до істотного погіршення якості внутрішньої поверхні труби. Це може бути свідченням того, що швидкість охолодження перевищує $0,3$ К/с і в структурі полімеру з'являються нерозвинені сфероліти [182] (для труби

$D=90$ мм, SDR 6: 0,4 К/с, для труби $D=63$ мм, SDR 9: 1,3 К/с) (рис. 5.14,з, 5.15,з). Величину раціональної витрати води в такому разі слід визначати для кожного типорозміру труб і режиму екструзії.

Стосовно труб великого діаметра (понад 90 мм) показано, що застосування внутрішнього протитечійного повітряного й повітряно-водяного охолодження під час екструзії полімерних труб не призвело до погіршення якості їхньої внутрішньої поверхні [181, 184]. При цьому забезпечується зменшення часу охолодження в 1,2 рази за умови використанні як холодоагенту повітря і в 1,5 рази – повітряно-водяної суміші.

За використання же комбінованої повітряно-водяної системи охолодження забезпечується не тільки ефективне охолодження труби, а й зменшення градієнта температури в стінці труби, а отже і технологічних напружень.

Аналіз проведених досліджень показує, що двостороннє комбіноване охолодження (зовнішнє водяне, а внутрішнє – повітря) є найбільш ефективним. Швидкість охолодження порівняно з попередніми способами менша (для труби $D=90$ мм, SDR 6: 0,2 К/с, для труби $D=63$ мм, SDR 9: 0,85 К/с) (рис. 5.14,в, 5.15,в), що свідчить про відсутність кристалітів [182]. Технологічні напруження також менші (для труби $D=90$ мм, SDR 6: 24,1 МПа, для труби $D=63$ мм, SDR 9: 18,6 МПа) (рис. 5.16,в, рис. 5.17,в), що сприяє підвищенню якості труби. Час охолодження порівняно з одностороннім охолодженням скоротився на 17,5 %.

Наведені результати також підтверджують публікації [185–194].

5.3. Процес охолодження кабельного виробу

5.3.1. Процеси та обладнання для накладання полімерної ізоляції на металеве осердя

Нанесення покриття на струмопровідні жили можна розглядати як окремий випадок екструзії труб за умови її сталого внутрішнього діаметра [41].

Залежно від розташування екструдерів та технологічних вимог буде змінюватися конструкція формувальної головки, яка здійснює накладання полімерного покриття на металеве осердя. При використанні головок для нанесення трубчастих покриттів (рис. 5.18) трубчатий екструдат виходить з головки й наноситься на осердя за її межами. Це відбувається за рахунок витяжки екструдату при відведенні його тягнучим пристроєм технологічної лінії. Іноді для поліпшення зчеплення покриття з осердям процес проводять під вакуумом (рис. 5.18, б). Цей метод часто застосовують для нанесення покриттів на вже заізольовані дроти. Перевага цього методу полягає в тому, що всі елементи кабельного виробу є співвісними. При нанесенні покриттів важливо забезпечити рівномірний вихід розплаву по всьому периметру формувальної щілини за рахунок правильного проектування системи розподілу розплаву [195].

Для нанесення полімерного покриття на металеве осердя передусім використовують кутові головки (рис. 5.19) [74].

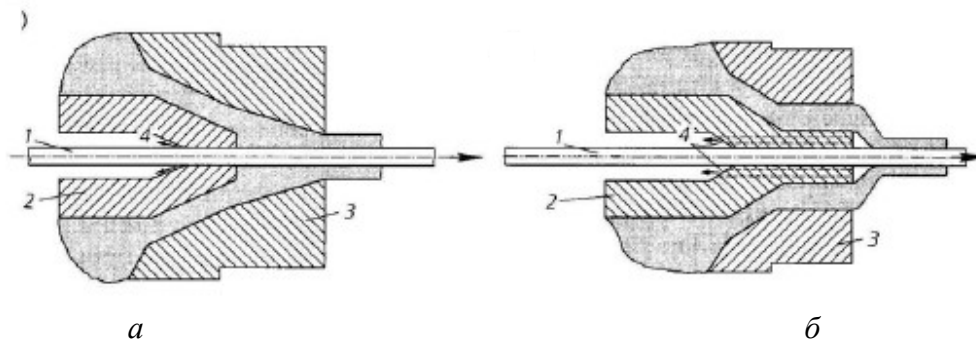


Рис. 5.18. Кабельна екструзійна головка: *а* – головка для нанесення покриття під тиском; *б* – головка для нанесення трубчастих покриттів: 1 – металеве осердя; 2 – розподільник потоку; 3 – корпус головки; 4 – вакуум (за потреби)

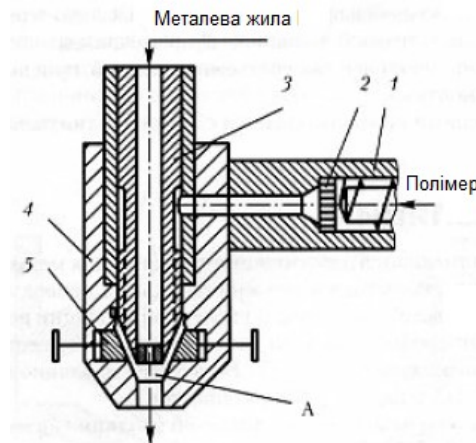


Рис. 5.19. Кутова кабельна головка: 1 – екструдер; 2 – фільтр; 3 – дорн; 4 – корпус головки; 5 – регулювальні плашки; А – зона нанесення ізоляції на струмопровідну жилу

Кутову головку іноді комплектують регулювальними плашками, завдяки яким можна змінювати товщину полімерної ізоляції, що накладається на металеве осердя.

5.3.2. Охолодження полімерної ізоляції кабельного виробу

Після виходу з екструдера заізольована жила або заготовка з накладеним в екструдері покриттям надходить в охолоджувальну ванну, що складається з однієї або декількох охолоджувальних секцій. При охолодженні заізольованих дротів невеликого діаметра (менше 8 мм) замість занурення у воду можна використовувати охолодження розбризкуванням. Після охолодження залишки вологи з ізоляції видаляються потоком повітря під тиском близько 0,2 МПа [196].

Для реалізації різних режимів охолодження (водяного, повітряного, повітряно-водяного, повітряно-краплинного, комбінованого) використовується охолоджувальні ванни (рис. 5.20 [197]). Водяне охолодження без повітряних проміжків між ваннами з водою забезпечується зближенням сусідніх перегородок 3 за допомогою механізмів 7. Чергуванням водяних і повітряних проміжків здійснюється повітряно-водяне охолодження. При повітряно-крапельному охолодженні вода з ванн відводиться крізь канал 4, а заізольований провід обприскується водою крізь пристрій 8. Для реалізації комбінованого охолодження використовують різні поєднання перших трьох режимів.

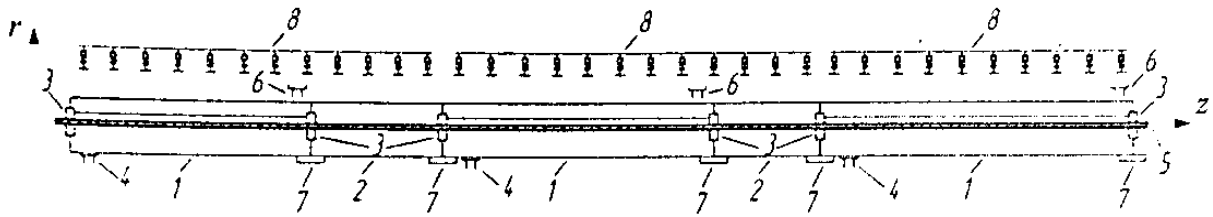


Рис. 5.20. Схема ванни охолодження: 1 – секція з водою; 2 – повітряний проміжок; 3 – перегородка з еластичним ущільнювачем; 4 – злив води; 5 – заізований кабельний виріб; 6 – подача води; 7 – механізм регулювання положення перегородок; 8 – труби з форсунками

5.3.3. Вплив параметрів охолодження на якість полімерної ізоляції

Під час утворення полімерної ізоляції розплав полімеру кристалізується в процесі формування та охолодження в результаті відводу теплового потоку до стінок калібрувального інструменту або безпосередньо до теплоносія у ванні охолодження. У різних шарах по поперечному перерізу виробу ефективна швидкість охолодження матеріалу $V_{\text{охол}} = \partial T / \partial t$ від температури T_0 , з якою він надходить з нагрівального циліндра, до температури кристалізації $T_{\text{кр}}$, різна (рис. 5.21, а). При цьому швидкість охолодження матеріалу в поверхневих шарах максимальна, а в напрямку до центру виробу вона поступово зменшується.

Швидкість охолодження під час кристалізації істотно впливає на структуроутворення полімерів. Розрізняють дві граничні швидкості охолодження $V'_{\text{гран}}$ і $V''_{\text{гран}}$, які умовно розмежують залежність розмірів і форми структурних утворень від швидкості охолодження на три ділянки (див. рис. 5.21)

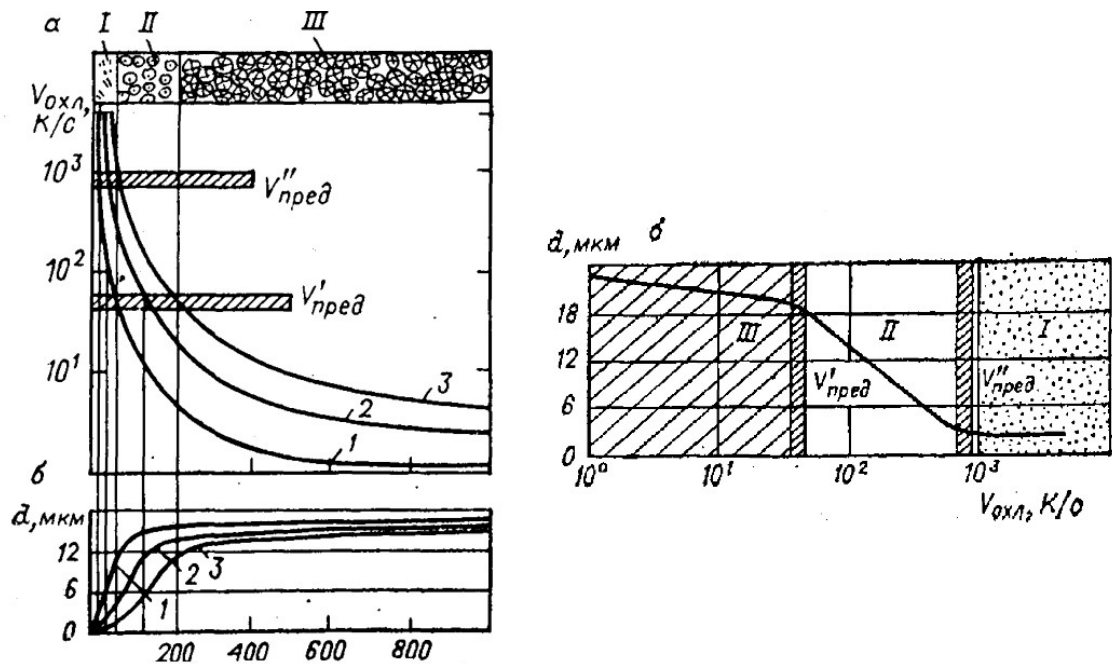


Рис. 5.21. Вплив швидкості охолодження $V_{\text{охол}}$ при кристалізації на структуроутворення:
 а – зміна $V_{\text{охол}}$ і розміру структурних утворень d по товщині литтєвих виробів (1 – $T_0 = 473$ К; $T_{\text{ф}} = 373$ К; 2 – $T_0 = 458$ К; $T_{\text{ф}} = 353$ К; 3 – $T_0 = 458$ К; $T_{\text{ф}} = 293$ К);
 б – вплив $V_{\text{охол}}$ на форму й розмір структурних утворень d (I – ламілярні кристаліти; II – нерозвинуті сфероліти; III – сфероліти) [182]

При охолодженні з високими швидкостями $V_{\text{охол}}$ (вище за критичну швидкість $V''_{\text{гран}}$ (ділянка I)) кристалізація матеріалів супроводжується утворенням тільки зачатків кристалічних форм (кристаліти й ламелярні утворення). За таких умов кристалізації ознак структурних утворень у твердому матеріалі на оптичному рівні не відбувається. При охолодженні з низькими швидкостями $V_{\text{охол}}$ (нижче від граничної швидкості V' (ділянка III)) у полімері формуються розвинені сфероліти.

При охолодженні зі швидкостями, що лежать в інтервалі ($V'_{\text{гран}} - V''_{\text{гран}}$) формуються сфероліти з розмірами, пропорційними $V_{\text{охол}}$. Граничні швидкості охолодження при кристалізації $V'_{\text{гран}}$ і $V''_{\text{гран}}$ деяких полімерів наведено в табл. 5.1 [182].

Таблиця 5.1. Параметри кристалізації деяких полімерів

| Полімер | Граничні швидкості кристалізації, К/с | | Граничні напруження зсуву, МПа | | $L_{\text{кр}} \cdot 10^{-3}$, Дж/кг | | $T_{\text{кр}}$, К | |
|---------|---------------------------------------|---------------------|--------------------------------|---------------------------------|---------------------------------------|------|---------------------|--------|
| | $V'_{\text{гран}}$ | $V''_{\text{гран}}$ | $\tau'_{\text{гран}} \cdot 10$ | $\tau''_{\text{гран}} \cdot 10$ | мін | макс | початок | кінець |
| ПЕ, ВП | 0,1–0,3 | 60–80 | 0,05–0,08 | 0,2–0,3 | – | 242 | 413 | 388 |
| ПП | 4–4,5 | 210–230 | 0,7–0,9 | 2,8–3,1 | – | 108 | 423 | 402 |

У промислових умовах охолодження розплаву в процесі формування відбувається в умовах зсуву розплаву, інтенсивність якого характеризується напруженнями зсуву. Напруження зсуву впливають на формування структури полімерів. З цієї точки зору аналогічно граничним швидкостям охолодження граничні значення спостерігаються і для напружень зсуву. Можна виділити два граничних значення напружень зсуву $\tau'_{\text{гран}}$ і $\tau''_{\text{гран}}$ (див. рис. 5.21). Зсув розплаву при охолодженні з низькими напруженнями зсуву (менше від граничного значення $\tau'_{\text{гран}}$) майже не спричинює деформації формованих структурних утворень – сферолітів. У відформованому полімері зберігаються симетричні сферолітні структури. При деформуванні з високими напруженнями зсуву, що перевищують граничне значення $\tau''_{\text{гран}}$, відбувається істотна орієнтація полімеру, який твердіє. За таких умов кристалізації в полімері формуються орієнтовані (витягнуті в напрямку течії розплаву) снопоподібні або стрижневі утворення (сфероліти формуватися не можуть).

При формуванні з напруженнями зсуву, що перебувають в інтервалі ($\tau'_{\text{гран}} - \tau''_{\text{гран}}$), відформований полімер орієнтований. Формовані структурні утворення (сфероліти) деформовані. Ступінь орієнтації (деформації) залежить від доданого напруження зсуву. Граничні значення напруження деяких полімерів наведено в табл. 5.1 [182].

Охолодження дроту відбувається в умовах неоднорідних температури й фазових перетворень в ізоляції, що призводить до неоднорідного поля деформації й напружень полімеру. У результаті за певних умов виникають порожнини (каверни) в ізоляції й відшарування полімеру від струмопровідної жили, що неприпустимо з точки зору якості виробу [185].

При надходженні кабельного виробу з формувальної головки до пристрою охолодження в полімері виникають технологічні напруження, тому для

завдання оптимального режиму охолодження дуже важлива оцінка технологічних напружень, що виникають у виробі під час охолодження.

Процес охолодження кабельних виробів має неабияке значення для одержання якісної продукції. Охолоджувальний пристрій зазвичай виконують у вигляді декількох послідовно розташованих ванн, заповнених водою, температура якої поступово зменшується від однієї ванни до іншої, що запобігає стрімкому охолодженню зовнішніх шарів поверхні ізоляції, що може спричинити утворення в них термальних напружень. Поступове охолодження виробу особливо необхідне під час виготовлення кабельних виробів з товстою ізоляцією (як одно-, так і багат шаровою). У цьому разі інтенсивне охолодження зовнішніх і повільне охолодження внутрішніх шарів ізоляції може призвести не лише до деформування, а й навіть до механічного пошкодження зовнішніх шарів (утворення в зовнішніх шарах тріщин та інших дефектів), а також втрати суцільності на межі «ізоляція – дріт» та/або на межі сусідніх шарів багат шарової ізоляції. Вид теплоносія (зазвичай вода й повітря), його температура, а також послідовність і довжина ділянок охолоджувального пристрою визначаються залежно від конструкції та швидкості руху охолоджувального виробу, а також матеріалу й розмірів елементів виробу (дроту та ізоляції).

З урахуванням значних швидкостей виробу (до 25–40 м/с і вище [178]), а також низької теплопровідності полімерних матеріалів довжина охолоджувального пристрою може досягати десятків метрів, що суттєво збільшує вартість як технологічної лінії, так і одержуваного виробу [187].

Нестаціонарний тепловий процес обумовлюється зміною ентальпії виробу. Оскільки швидкість зміни ентальпії прямо пропорційна здатності матеріалу проводити тепло (тобто коефіцієнту теплопровідності λ) і обернено пропорційна його акумулювальній здатності (тобто об'ємній теплоємності $c_p\rho$), то в цілому швидкість теплового процесу за нестаціонарних умов визначається значенням коефіцієнта температуропровідності $\alpha = \lambda/(c_p\rho)$. Тому в разі охолодження водою полімерів, для яких $\lambda < 0,2$ Вт/(м·К) і $\alpha < 0,1 \cdot 10^{-6}$ м²/с, і за умови досягнення високих значень коефіцієнта тепловіддачі процес зміни температури полімерного виробу визначається його фізичними властивостями й розмірами, тобто має місце так звана «внутрішня» задача.

При цьому температура поверхні охолоджуваного виробу майже одразу після контакту з водою стає рівною її температурі, а градієнт температури по радіусу дроту значно зростає. У цьому разі за умови істотної залежності коефіцієнта лінійного розширення матеріалу ізоляції від температури можливе утворення зовнішніх і внутрішніх дефектів аж до порушення суцільності матеріалу.

Нерівномірне охолодження в наступних охолодних ваннах спричинює утворення технологічних напружень у полімерному покритті, що може погіршити якість і спричинити появу дефектів кабельного виробу [189, 198]. Також на характеристики виробу впливає анізотропія властивостей полімеру, у тому числі теплофізичних. Оскільки швидкість процесу кристалізації та твердіння полімерів визначається температурою, то за наявності температурного градієнта швидкість цих процесів різна по товщині стінки змінюється по-різному, що спричинює утворення в стінці градієнта напружень [199].

5.3.4. Математична модель процесу охолодження полімерної ізоляції

Під час розрахунку пристрою для термообробки шуканою величиною є довжина цього пристрою (за умови відомої продуктивності технологічної лінії й кінцевої температури оброблюваного виробу) або кінцева температура оброблюваного виробу чи режим термообробки, який забезпечує зазначену температуру (за умови заданої довжини виробу).

У загальному випадку процес термообробки проходить у широкому діапазоні температур, тому необхідно враховувати залежність теплофізичних властивостей матеріалів як окремих структурних компонентів, так і матеріалу виробу в цілому від температури. При цьому крім уже зазначених припущень вважатимемо, що в місці контакту двох сусідніх шарів багат шарового матеріалу реалізовані граничні умов четвертого роду.

Математичну модель процесу охолодження кабельного виробу доцільно розглядати в циліндричній системі координат.

Схему процесу охолодження кабельного виробу наведено на рис. 5.22.

Математична модель, що описує розподіл температурного поля по радіусу виробу вздовж ділянки охолодження представляє собою крайову задачу з лінійним диференціальним рівнянням у часткових похідних другого порядку (найчастіше параболічного типу).

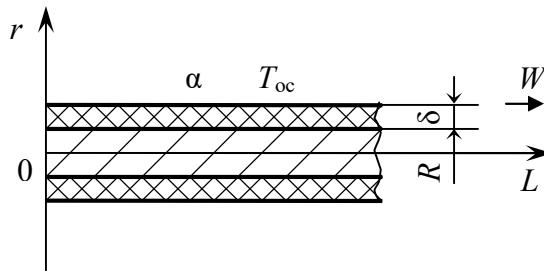


Рис. 5.22. Схема охолодження кабельного виробу: r , R – поточний радіус і радіус осердя провідника, м; L – координата, направлена вздовж руху проводу, м; δ – товщина ізоляції, м; W – швидкість руху кабельного виробу, м/с; α – коефіцієнт тепловіддачі від зовнішньої поверхні проводу до навколишнього середовища, Вт/(м²·К); T_{oc} – температура навколишнього середовища, °С

Рівняння нестационарної теплопровідності в циліндричній системі координат у цьому випадку набуває вигляду

$$\rho_i c_{pi} W \frac{\partial T}{\partial L} = \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda_i \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\lambda_i}{r} \frac{\partial T}{\partial r}, \quad (5.2)$$

де ρ , c_p , λ – густина (кг/м³), масова ізобарна теплоємність (Дж/(кг·К)), і теплопровідність (Вт/(м²·К)); i -го шару n -шарового виробу ($i=1, n$).

Початкові умови (розподілення температури по радіусу проводу на вході в охолоджувальний пристрій) має вид

$$T|_{L=0} = T(r), \quad (5.3)$$

а граничні умови:

$$\left. \begin{aligned} \alpha(T - T_{oc}) + \lambda_n \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R+\delta} &= 0, \\ T_i \Big|_{r=R+\sum_i \delta_i} &= T_{i+1} \Big|_{r=R+\sum_i \delta_i}, \\ \lambda_i \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R+\sum_i \delta_i} &= \lambda_{i+1} \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R+\sum_i \delta_i}, \\ \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=0} &= 0. \end{aligned} \right\} \quad (5.4)$$

Коефіцієнт тепловіддачі α визначають за формулами, відповідним умовам охолодження проводу, а безпосередньо температурне поле проводу по його радіусу і вздовж охолоджувального пристрою розраховують числовим методами, розв'язуючи рівняння (5.2) з урахуванням початкового (5.3) і граничних (5.4) умов [187]. Швидкість теплового процесу при нестационарних умовах визначається значенням коефіцієнта температуропровідності $\alpha = \lambda / (c_p \rho)$.

Схему алгоритму перевірного й проектного розрахунків пристрою для термообробки наведено на рис. 5.23. Вихідними даними для розрахунку є: тип розрахунку (перевірний; проектний); умови термообробки (вільна або вимушена конвекція); тип теплоносія (вода, повітря); напрям руху виробу (горизонтальне; вертикальне; під кутом до горизонту); початкова температура виробу; швидкість руху виробу; визначальні розміри виробу (товщина рулонного виробу, діаметр круглого стрижня, діаметр і товщина стінки трубчастого виробу тощо); крок розрахунку за часом; температура теплоносія; властивості теплоносія (теплопровідність, кінематична в'язкість, характеристичне число Прандтля) як функції температури; теплофізичні властивості оброблюваного термопластичного матеріалу (ТпМ): густина, масова теплоємність, теплопровідність як функції температури (або відповідні властивості компонентів ТпМ, а також його якісний і кількісний склад); якщо конвекція вимушена, то швидкість руху теплоносія і напрям його руху відносно виробу; якщо розрахунок перевірний, то довжина ділянки термообробки, а якщо розрахунок проектний, то допустима кінцева температура ТпМ.

Якщо розрахунок перевірний, то визначають загальну тривалість і поточний час термообробки, а якщо розрахунок проектний, то визначають поточну довжину ділянки термообробки.

Далі на поточному кроці розрахунку визначають температурне поле ТпМ.

У разі перевірного розрахунку, якщо поточний час менше від загальної тривалості термообробки або в разі проектного розрахунку якщо поточна середня (або локальна) температура більше за допустиму кінцеву температуру, то продовжують визначення температурного поля ТпМ на наступному кроці розрахунку.

Після виведення результатів розрахунку здійснюють їх аналіз: якщо в разі перевірного розрахунку визначена кінцева середня (або локальна) температура ТпМ або в разі проектного розрахунку якщо визначена довжина ділянки термообробки більші за відповідне допустиме значення, то змінюють вихідні дані

(при цьому зазвичай потрібно змінити температуру та/або режим руху теплоносія, тип теплоносія або швидкість виробу), після чого розрахунок розпочинають заново.

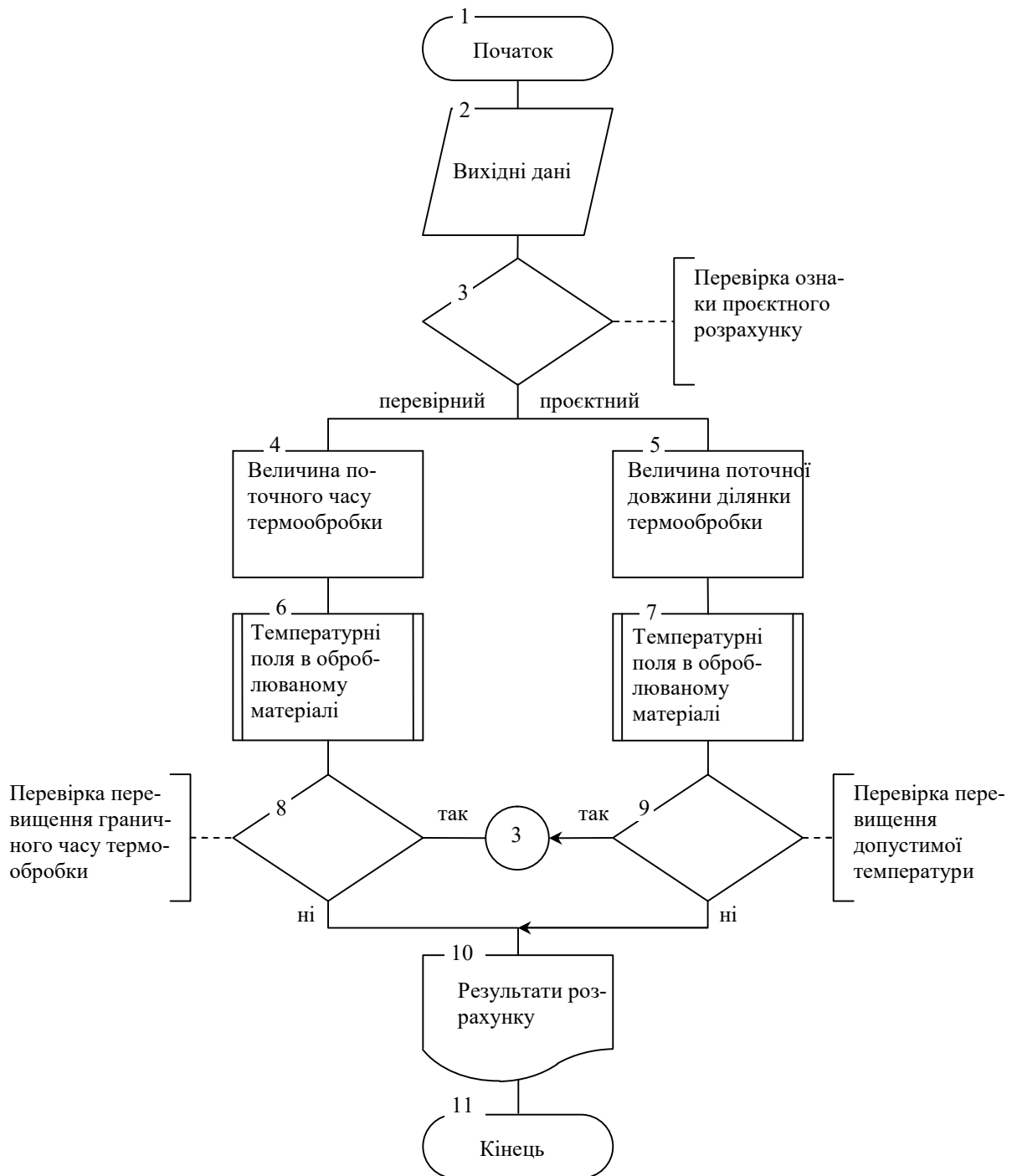


Рис. 5.23. Схема алгоритму розрахунку пристрою для термообробки

5.3.5. Розподіл температури в охолоджуваному кабельному виробі

Виробництво проводів з ізоляцією з поліетилену низького тиску (далі ПЕНТ) здійснюють на кабельній екструзійній лінії.

Досліджуваний провід представляє вісесиметричну структуру з двох різновидних матеріалів – мідь або алюміній (жила) – і ПЕНТ (ізоляція). Аналіз

процесу охолодження вирішується у два етапи: на першому етапі розглядається теплова задача, а на другому – механічна, з використанням результатів розв’язання температурної задачі.

Надалі розглядатимемо п’ять варіантів охолодження кабельного виробу (табл. 5.2), при цьому дані про наявність каверн у кабельного виробі отримано експериментально іншими дослідниками [200].

Таблиця 5.2. Варіанти розглянутих кабелів

| № | S , мм ² | $T_{ж}$, °С | $T_{из}$, °С | d , мм | V , м/хв | Спосіб охолодження ізолюваної жили | | | L , м | h , мм | Кверни в ізоляції |
|---|-----------------------|--------------|---------------|----------|------------|---|---|-------------------------|---------|----------|-------------------|
| | | | | | | 1 секція; L_c , м; $L_{пов}$, м; | 2 секція; L_c , м; $L_{пов}$, м; | 3 секція; L_c , м; | | | |
| 1 | 16 | 80 | 240 | 4,56 | 20 | Вода 70°С; 7,5; 0 | Вода 45°С; 7,5; 0 | Вода 20°С; 40 | 55 | 3,0 | є |
| 2 | 16 | 80 | 240 | 4,56 | 25 | Вода 90°С; 6; 2 | Вода 80°С; 27; 22 | Вода 30°С; 27 | 60 | 3,0 | немає |
| 3 | 16 | 20 | 240 | 4,42 | 16 | Повітряне; 14,54 | Повітряне; 44,32 | | 58,86 | 3,0 | немає |
| 4 | 16 | 20 | 240 | 4,42 | 30 | Повітряне; 14,54 | Повітряне; 26,88 | Вода 42°С; 13,7 | 55,12 | 3,0 | є |
| 5 | 16 | 80 | 240 | 4,42 | 25 | Вода 90°С; 6; 2 | Вода 80°С; 27; 22 | Вода 30°С; 27 | 60 | 3,0 | немає |

Приймаємо такі припущення: 1) характер процесу стаціонарний; 2) ізолювана жила характеризується осьовою симетрією форми, властивостей, умов охолодження й рухається з постійною швидкістю; 3) матеріали жили та ізоляції ізотропні; 4) зміна розмірів струмопровідної жили, спричинена усадкою ізоляції, не враховується.

Кабель поділено на дев’ять шарів (десять розрахункових точок) по товщині (рис. 5.24) полімерної ізоляції, та досліджується через кожен метр кабелю.

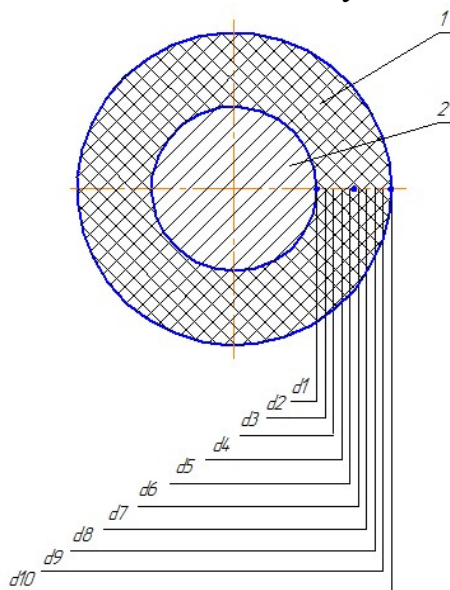


Рис. 5.24. Розрахункова схема кабельного виробу по його радіусу:
1 – металева жила, 2 – полімерна ізоляція

При проведенні числового експерименту охолодження полімерного покриття на металевому осерді було отримано такі результати температурних полів кабелю.

Варіант 1 (див. табл. 5.2; рис. 5.25).

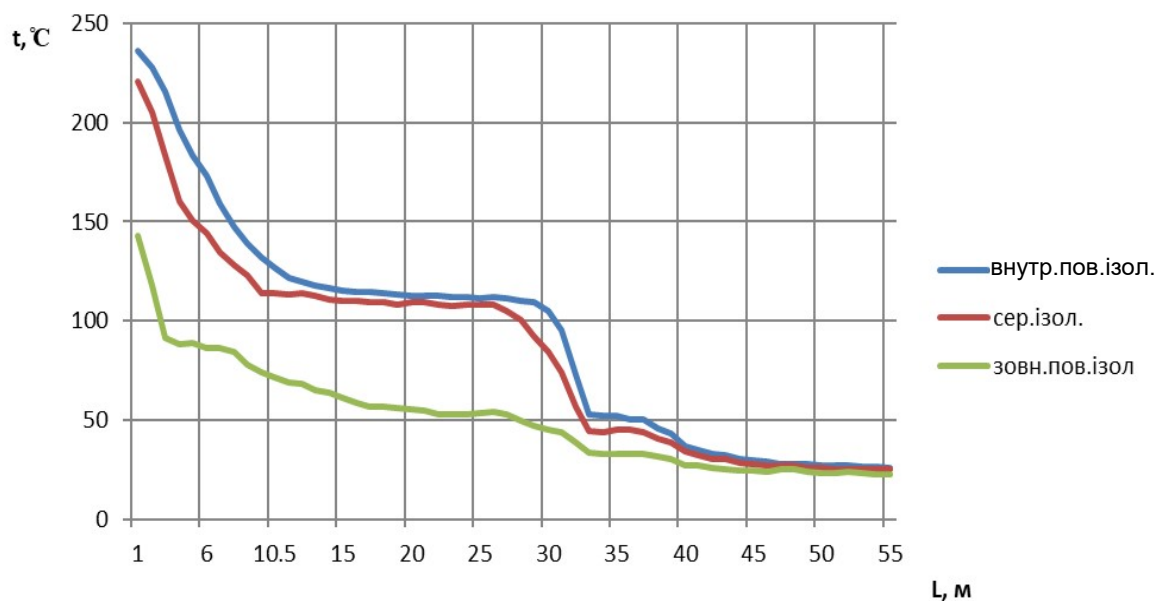


Рис. 5.25. Температурне поле кабелю (варіант № 1)

Після потрапляння в першу ванну охолодження температура кабелю стрімко падає. Внутрішні шари ізоляції мають меншу швидкість охолодження, завдяки високій початковій температурі (130 °C), високому коефіцієнту теплопровідності струмопровідної жили та низькій теплопровідності матеріалу ізоляції. Зовнішня поверхня ізоляції на перших метрах ванни досягає температурного інтервалу (140–115 °C) твердіння поліетилену. Високу тепловіддачу можна також простежити на графіку коефіцієнта тепловіддачі (рис. 5.26). Вже на довжині 3 м ванни зовнішній шар ізоляції повністю твердіє, а в цей самий час середина та внутрішня поверхня ізоляції все ще перебуває в стані розплаву.

У другій ванні охолодження середній шар ізоляції переходить температурну межу твердіння на довжині 2 м ванни (загальна довжина 9,5 м).

При потраплянні виробу до третьої ванни охолодження температура внутрішньої поверхні ізоляції (шар, що прилягає до жили) падає нижче 115 °C. Але складно стверджувати про повне твердіння внутрішніх шарів, що прилягають до жили, оскільки їхня температура дуже близька до межевої і складає близько 114–111 °C. Ця температура тримається до 13 м третьої ванни (28 м загальної довжини охолоджувального пристрою), після чого починає стрімко падати. Також можна простежити невеликий стрибок коефіцієнта тепловіддачі.

З рис. 5.27 видно, що найбільша температурна різниця зовнішніх та внутрішніх шарів полімерного покриття простежується на третьому метрі першої ванни і становить 124 °C, при цьому твердіння зовнішньої поверхні завершилось, а твердіння внутрішніх шарів навіть не починалась.

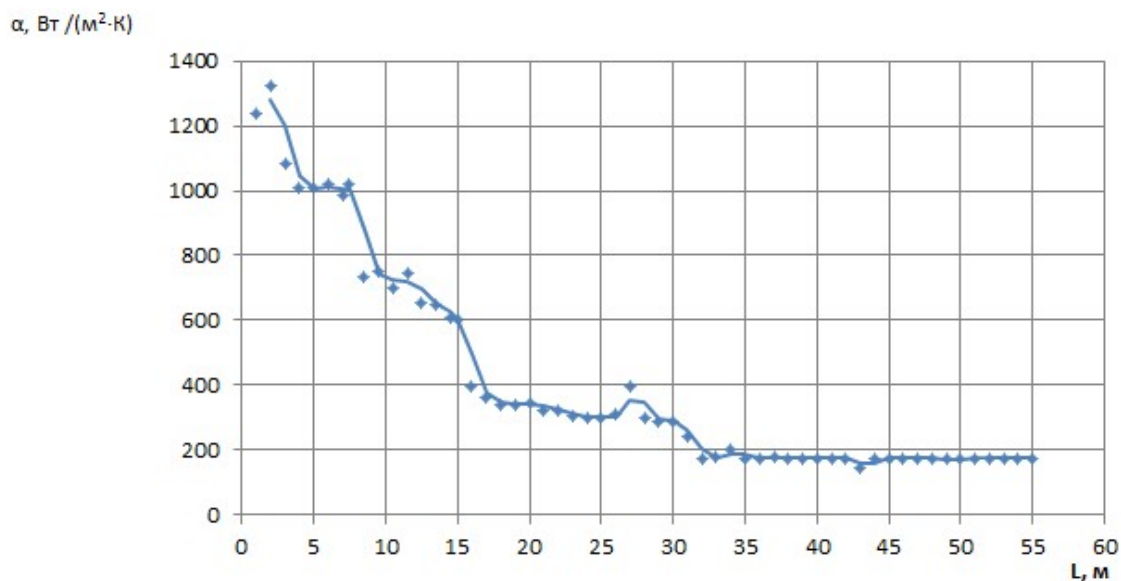


Рис. 5.26. Залежність коефіцієнта тепловіддачі від зовнішньої поверхні ізоляції по довжині ванни охолодження (варіант № 1)

Таке стрімке падіння температури можна пояснити лише тим, що при фазових переходах відбувається велике тепловиділення і це може свідчити про повне твердіння внутрішніх шарів полімерної ізоляції, так само, як це відбулося із зовнішнім шаром на 3 м першої ванни.

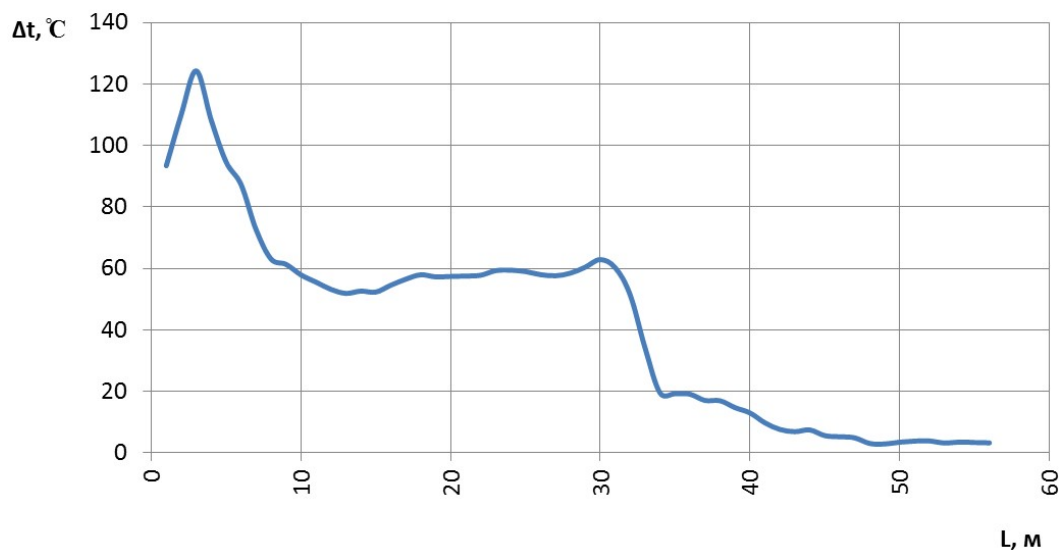


Рис. 5.27. Різниця температур зовнішнього й внутрішнього шарів жили (варіант № 1)

Варіант 2 (див. табл. 5.2; рис. 5.28).

При потраплянні виробу до першої ванни охолодження температура зовнішньої поверхні ізоляції швидко знижується до 106 °C на 4 м ванни.

При вході до другої ванни з повітряним охолодженням температура ізоляції вирівнюється. Це пояснюється тим, що повітря має малу теплопровідність і, як наслідок, низький коефіцієнт тепловіддачі (рис. 5.29). Під час проходження кабельним виробом повітряної зони теплота від внутрішніх шарів ізоляції й жили накопичується на поверхні дроту, підігріваючи зовнішні шари й вирівнюючи температурне поле ізоляції по її товщині.

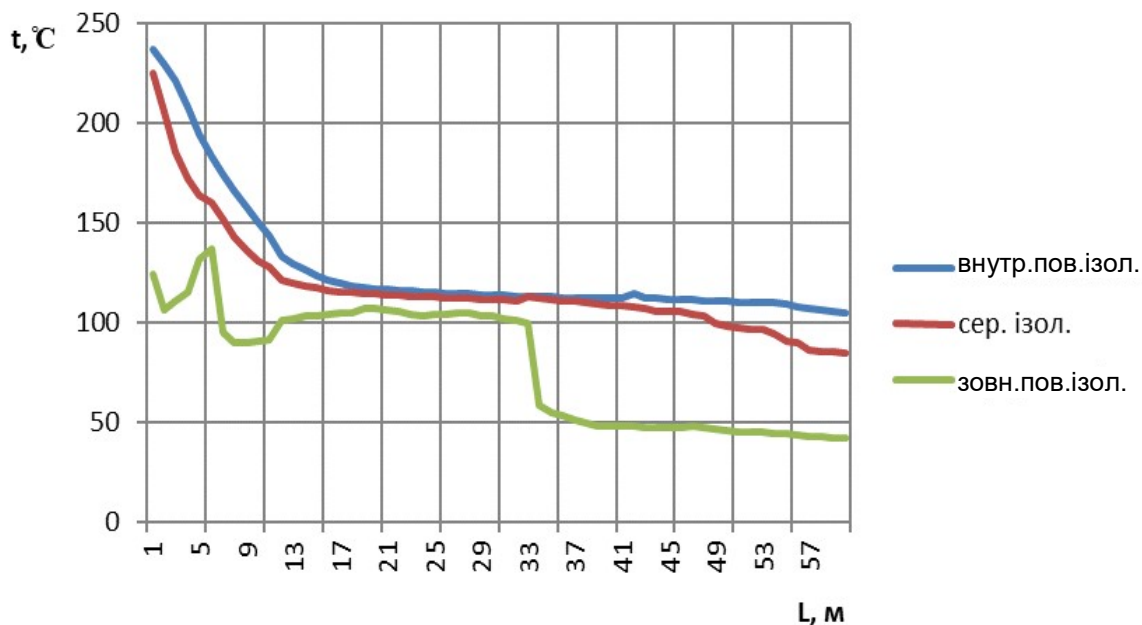


Рис. 5.28. Температурне поле кабелю (варіант № 2)

При потраплянні виробу до третьої ванни охолодження на довжині ванни 2 м (загальна довжина охолоджувального пристрою 8 м) температура зовнішнього шару ізоляції знижується до 90 °С.

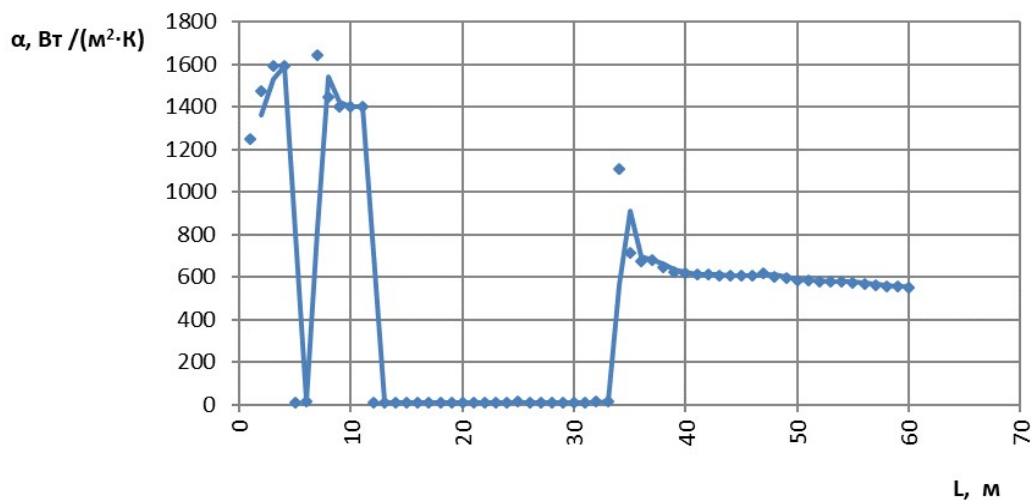


Рис. 5.29. Залежність коефіцієнта тепловіддачі від зовнішньої поверхні ізоляції по довжині ванни охолодження (варіант № 2)

При потраплянні до четвертої ванни охолодження відбувається процес підігріву зовнішнього шару ізоляції до температури 105–107 °С (що є доволі близько від температури плавлення), і проходить процес вирівнювання температурних полів по товщині ізоляції. Також за рахунок підігріву зовнішніх шарів температура температури середини ізоляції на 8 м четвертої ванни (19 м загальної довжини) падає нижче від 115 °С. Внутрішній шар, що прилягає до струмопровідної жили, переходить межу в 115 °С на 15 м четвертої ванни (26 м загальної довжини).

У п'ятій ванні має місце значна тепловіддача (див. рис. 5.29). Температура зовнішнього шару на 21 м п'ятій ванни (32 м загальної довжини) починає

швидко падати, що свідчить про закінчення процесу фазового переходу. Температура внутрішніх шарів також поступово знижується.

Матеріал зовнішньої поверхні проходить фазове перетворення на 7-му метрі загальної довжини, на цій довжині виникають зусилля розтягу, але за рахунок повітряної ванни (ванна № 4) температура зовнішнього шару зростає до 107 °С і наближається до температури плавлення, що зменшує внутрішні напруження й вирівнює поле температур. Середній шар входить в температурний інтервал твердіння на 8 м загальної довжини, внутрішній шар на 11 м загальної довжини, і тому всі три шари проходять процес твердіння майже одночасно. Також помітно значний перепад температури на 32 метрі загальної довжини, де також можливе виникнення розтягувальних зусиль, але температура внутрішніх шарів на 27 м загальної довжини вже нижче від 115 °С, тобто процес твердіння в цих шарах вже закінчився. Тому можна стверджувати, що виникнення каверн та внутрішніх розшарувань в цьому разі можливе, але мало ймовірно, оскільки всі шари перебувають у процесі твердіння й майже одночасно його закінчують.

Таким чином, повітряне охолодження забезпечує зменшення градієнта температури в ізоляції, що є основною причиною виникнення напружень, але одночасно з цим призведе до зменшення швидкості твердіння. При потраплянні до четвертої ванни охолодження повітрям у всіх шарах відбувається процес твердіння, а різниця температур всередині та назовні не перевищує 15 °С.

Варіант 3 (див. табл. 5.2; рис. 5.30).

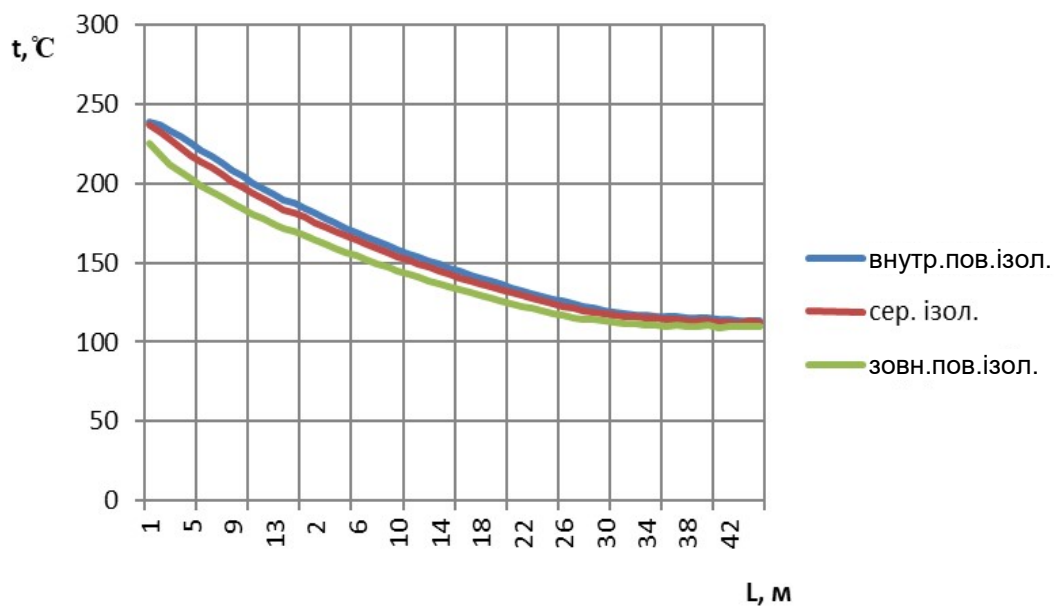


Рис. 5.30. Температурне поле кабелю (варіант № 3)

Цей варіант передбачає дві ванни охолодження повітрям. При потраплянні виробу до першої ванни температура відносно швидко падає, а коефіцієнт тепловіддачі становить близько 18 Вт(м²·К). Це пов'язано з різницею температур повітря та дроту за наступного зменшення температури дроту, коефіцієнт тепловіддачі зменшується так само, як і процес охолодження, при цьому процес твердіння також уповільнюється.

Порівнянні з водою повітря має малу теплопровідність, а отже невеликі значення має й коефіцієнт тепловіддачі (рис. 5.31).

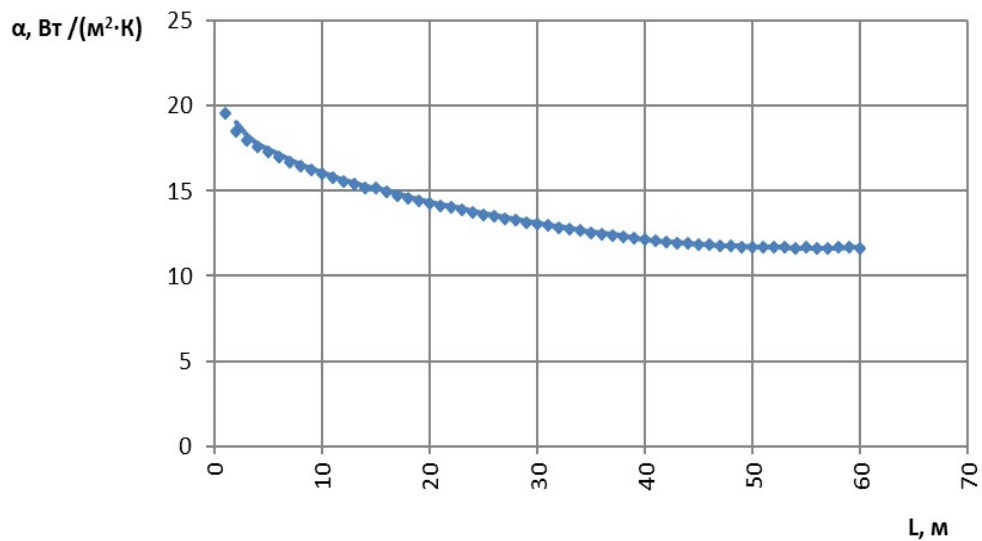


Рис. 5.31. Залежність коефіцієнта тепловіддачі від зовнішньої поверхні ізоляції по довжині ванни охолодження (варіант № 3)

За рахунок проходження виробом повітряної зони тепловий потік від внутрішніх шарів ізоляції й жили накопичується на поверхні дроту, підігріваючи зовнішні шари й вирівнюючи температурне поле ізоляції, тому в такому дроті якщо і виникають радіальні розтягуючі зусилля, то вони є незначними. Оскільки одним з основних причин виникнення каверн є високий градієнт температури по товщині ізоляції, то в цьому разі можна стверджувати про відсутність їх створення.

Але як помітно з рис. 5.31, температура кабельного виробу при виході з охолоджувального пристрою наближається майже до 110 °С, що дуже близько від температури плавлення, що унеможливорює намотування виробу на приймальний пристрій через імовірність взаємного злипання витків виробу.

Варіант 4 (див. табл. 5.2; рис. 5.32).

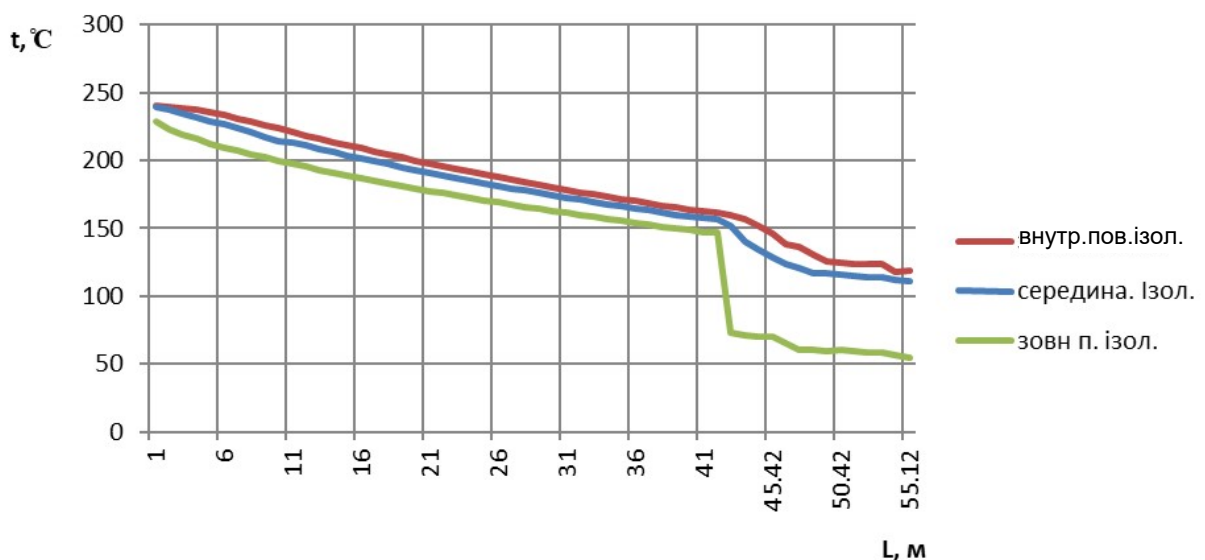


Рис. 5.32. Температурне поле кабелю (варіант № 4)

Цей варіант при проходженні виробом перших двох ванн охолодження дуже схожий з варіантом № 3. При проходженні перших двох ванн температура виробу поступово падає. Різниця температур зовнішньої й внутрішньої поверхонь ізоляції не дуже велика і сягає близько 25 °С, що пов'язано з повітряним охолодженням. При потраплянні до третьої водяної ванни охолодження 41,42 м загальної довжини охолоджувального пристрою температура падає з 146,8 °С до 73,5 °С зі стрімким підвищенням коефіцієнта тепловіддачі (рис. 5.33), що свідчить про фазовий перехід та твердіння зовнішньої поверхні ізоляції. Внутрішні шари (прилеглі до жили) на 41,42 м мають температуру 161,4 °С, тобто набагато вищу за початок твердіння полімеру.

У середніх шарах твердіння розплаву полімеру починається лише на 43,42 м а прилеглих шарах на 46,42 м. Тому можна зробити висновок, що під час початку твердіння шарів, прилеглих до жили на 46,42 м, через різкий перепад температури (138–60 °С) починається інтенсивна твердіння та усадка внутрішніх шарів ізоляції на фоні більш жорстких поверхневих шарів і розплавлених шарів, що прилягають до струмопровідної жили. Це спричинює початок зростання радіальних напружень і, як наслідок, утворення каверн на внутрішній поверхні ізоляції.

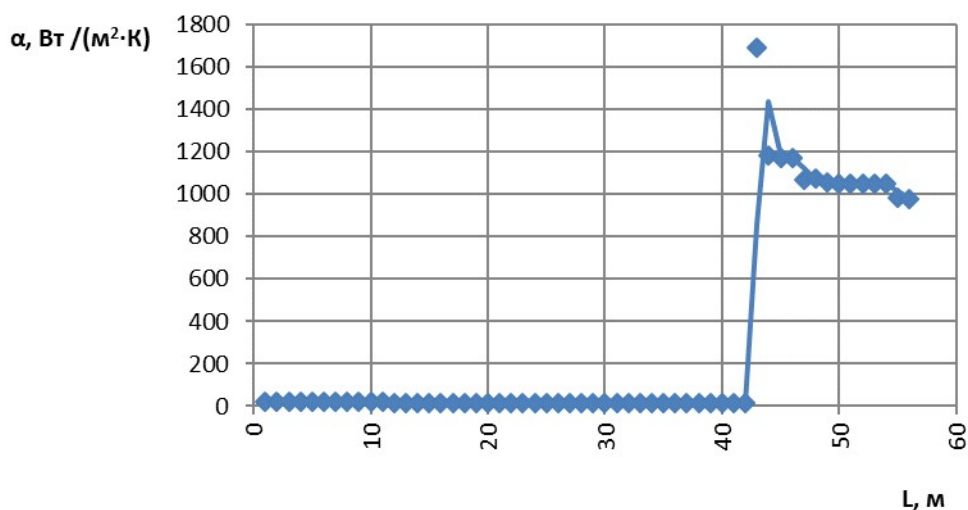


Рис. 3.16. Залежність коефіцієнта тепловіддачі від зовнішньої поверхні ізоляції по довжині ванни охолодження (варіант № 4)

Варіант 5 (див. табл. 5.2; рис. 5.34).

Цей варіант дуже схожий на варіант № 2, при цьому існує невелика різниця в діаметрі жили та матеріалі жили. У другому варіанті жила виготовлена з міді, а в п'ятому – з алюмінію.

При потраплянні до першої ванни охолодження температура швидко падає, а температура зовнішньої поверхні ізоляції знижується до 100 °С на 4 м ванни.

При вході виробу до другої ванни з повітряним охолодженням температура ізоляції вирівнюється. За рахунок проходження виробу повітряної зони тепловий потік від внутрішніх шарів ізоляції й жили накопичується на поверхні жили, підігріваючи зовнішні шари й вирівнюючи температурне поле ізоляції.

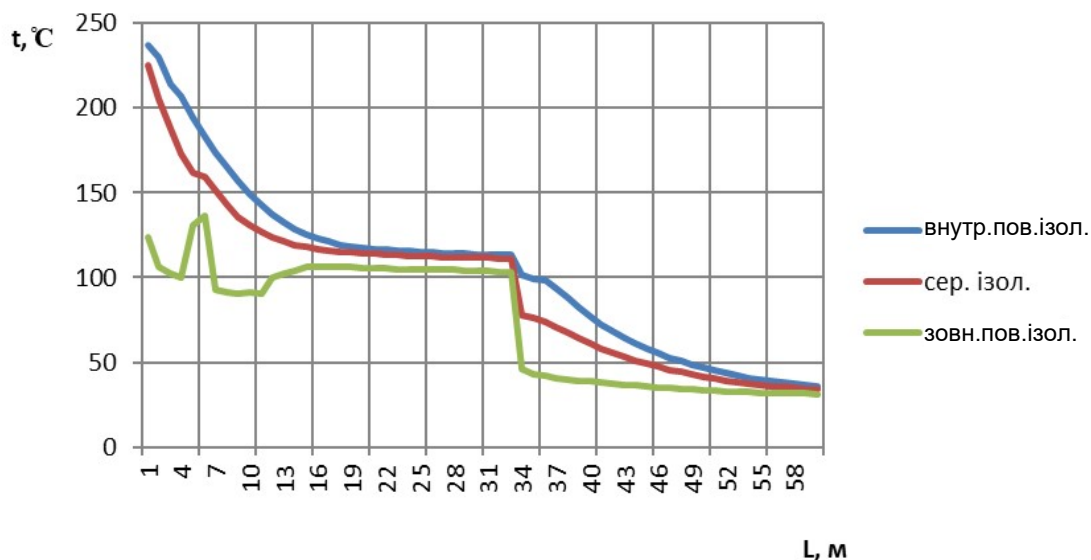


Рис. 5.34. Температурне поле кабелю (варіант № 5)

При потраплянні виробу до третьої ванни охолодження на 2 м (загальна довжина охолоджувального пристрою 8 м) температура зовнішнього шару ізоляції падає до 90 °С.

При потраплянні виробу до четвертої ванни охолодження відбувається процес підігріву зовнішнього шару ізоляції до температури 105 °С (що є достатньо близько до температури плавлення полімеру) і має місце процес вирівнювання температурних полів по товщині ізоляції. Відбувається падіння температури середини ізоляції нижче від 115 °С на 8 м четвертої ванни (загальна довжина пристрою охолодження 19 м). Внутрішній шар, що прилягає до жили, переходить межу в 115 °С на 15 м четвертої ванни (26 м загальної довжини пристрою охолодження).

У п'ятій ванні має місце значна тепловіддача від зовнішньої поверхні виробу до охолодного середовища (рис. 5.35).

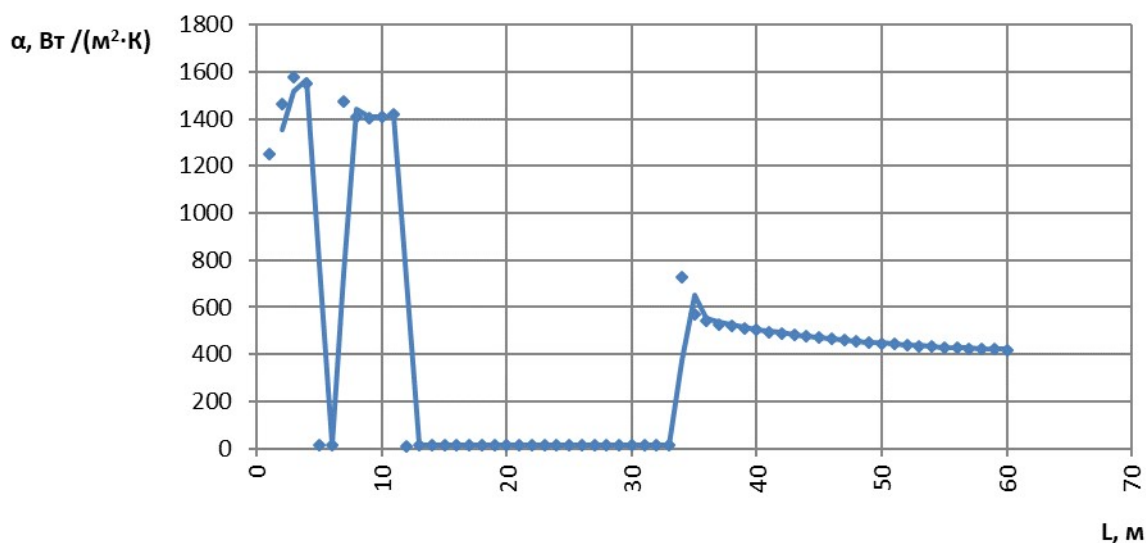


Рис. 5.35. Залежність коефіцієнта тепловіддачі від зовнішньої поверхні ізоляції по довжині ванни охолодження (варіант № 5)

Температура зовнішнього шару на 22 м п'ятої ванни (33 м загальної довжини пристрою охолодження) починає швидко падати, що свідчить про завершення фазового переходу полімеру. Температура внутрішніх шарів також стрімко падає, що свідчить про покроковий, але майже одночасний фазовий перехід по товщині ізоляції.

Зовнішня поверхня проходить фазове перетворення на 7 метри загальної довжини, на цій довжині виникають зусилля розтягу, але за рахунок повітряної ванни (ванна № 4) температура зовнішнього шару зростає до 107 °С і дуже близька до температури плавлення. Це сприяє зменшенню внутрішніх напружень і вирівнюванню поля температур. Середній шар ізоляції входить у температурний інтервал твердіння на 8 м загальної довжини, внутрішній шар – на 10 м загальної довжини, і тому всі три шари проходять процес твердіння майже одночасно. Також видно про значний перепад температури на 33 м загальної довжини, де також можливе виникнення розтягувальних зусиль, але температура внутрішніх шарів на 26 м загальної довжини вже нижче від 115 °С.

Тому можна стверджувати, що виникнення каверн і внутрішніх розшарувань в ізоляції в цьому разі можливе, але малоімовірно, оскільки всі шари перебувають у процесі твердіння та майже одночасно його завершують.

Отже, можна стверджувати, що повітряне охолодження забезпечує зменшення градієнта температури в ізоляції, що є основною причиною виникнення в ній напружень, але одночасно з цим приводить до зменшення швидкості твердіння. При потраплянні виробу до четвертої ванни охолодження повітрям у всіх шарах відбувається процес твердіння й різниця температур всередині ізоляції та на її зовнішній поверхні не перевищує 15 °С.

Істотний стрибок температури спостерігається на 33 м, але він не є критичним і не призводить до утворення дефектів в ізоляції через те, що процес твердіння у внутрішніх шарах вже розпочався.

5.3.6. Аналіз результатів числового експерименту теплової задачі

Охолодження кабельного виробу відбувається в умовах неоднорідного температурного поля і фазових перетворень в ізоляції, що призводить до утворення неоднорідного поля деформації і напружень у полімері. У результаті за певних технологічних умов в ізоляції виникають порожнини (каверни) і відбувається відшарування полімеру від струмопровідної жили, що неприпустимо з точки зору якості виробу. При дослідженні варіантів 1 і 4, у яких мали місце дефекти ізоляції, на відміну від варіантів 2 і 3, виявлено причини виникнення каверн в ізоляції. Під час фазового переходу (повна кристалізація) зовнішніх шарів, яка настає за умови зниження температури поліетилену нижче від 115 °С, внутрішні шари мають перебувати в процесі твердіння, тобто їхня температура має бути меншою від 140 °С. Тому перед фазовим переходом зовнішнього шару різниця температур на зовнішній поверхні ізоляції й на межі контакту покриття з жилою не повинна перевищувати 25 °С. Навіть за такої невеликої різниці температур можливе утворення каверн (але це малоімовірно). У ва-

ріантах 2 і 5 різниця температур шару ізоляції, що прилягає до жили, та зовнішнього шару не перевищувала $15\text{ }^{\circ}\text{C}$ (на момент завершення твердіння зовнішнього шару). У варіанті 1 різниця температур прилеглого до жили шару ізоляції та зовнішньої поверхні складає близько $90\text{ }^{\circ}\text{C}$ (температура прилеглого до жили шару складає $205\text{ }^{\circ}\text{C}$ на той момент, коли зовнішній шар вже повністю затвердів), що є неприпустимим. У варіанті 3 різниця температур близько $40\text{ }^{\circ}\text{C}$ у момент завершення твердіння зовнішнього шару (температура прилеглого до жили шару в цей момент становить $156\text{ }^{\circ}\text{C}$). Каверни в ізоляції утворюються внаслідок зростання внутрішніх напружень. Збільшення напружень у жилі простежується в момент початку твердіння шару, що прилягає до жили. Через різкий перепад температури зовнішнього та внутрішнього шарів починаються інтенсивна кристалізація та усадка внутрішніх шарів ізоляції на фоні більш жорстких шарів на поверхні і шарів, що перебувають у стані розплаву і які прилягають до жили. Це спричинює початок зростання радіальних напружень і як наслідок утворення каверн на внутрішній поверхні ізоляції (див. рис. 5.32).

Як варіант вирішення цієї проблеми є застосування ділянок повітряного охолодження кабельного виробу, на яких відбувається вирівнювання температурного поля по товщині ізоляції.

Варіант 3 не рекомендується до реалізації, оскільки після виходу виробу з ванни охолодження процес кристалізації полімеру не завершений, що може спричинити злипання кабельного виробу під час його намотування на кабельний барабан.

Таким чином, під час охолодження ізоляції з поліетилену потрібно забезпечити, щоб внутрішні шари ізоляції почали тверднути до моменту фазового переходу полімеру зовнішнього шару ізоляції. Тому під час охолодження кабельного виробу має бути момент, коли зовнішній шар і шар, що прилягає до жили, мають температуру, що лежить в інтервалі $140\dots 115\text{ }^{\circ}\text{C}$, оскільки поліетилен при охолодженні температури $140\text{ }^{\circ}\text{C}$ входить в процес твердіння й завершує його за умови зниження температури понад $115\text{ }^{\circ}\text{C}$. Це забезпечує високу якість ізоляції виробу та уникнення процесу утворення порожнин у полімері та відшарування ізоляції від струмопровідної жили.

При цьому необхідно зазначити, що інтенсивність охолодження виробу у водяній ванні буде дещо меншою від теоретично розрахованої [197] у зв'язку з тим, що охолоджуваний виріб, рухаючись у водяній ванні, захоплює певний шар рідини, швидкість якого змінюється від максимальної на поверхні виробу до нуля на деякій відстані (пограничний шар).

5.3.7. Результати числового моделювання напружень

Стосовно визначення умов утворення каверн в ізоляції кабелю далі розглядатимемо варіанти, в яких простежувалось утворення порожнин і відшарування покриття від металевої жили. Для цього використаємо результати досліджень, отриманих у результаті розрахунку теплової задачі й визначення температурного поля виробу під час проходження пристрою охолодження (рис. 5.25).

Як і в тепловій задачі, виріб було поділено на дев'ять шарів, відповідно отримано і дев'ять кривих технологічних напружень (рис. 5.36–5.38). У результаті визначення технологічних напружень виробу під час його охолодження було отримано такі результати.

Варіант 1 (див. табл. 5.2; рис. 5.36).

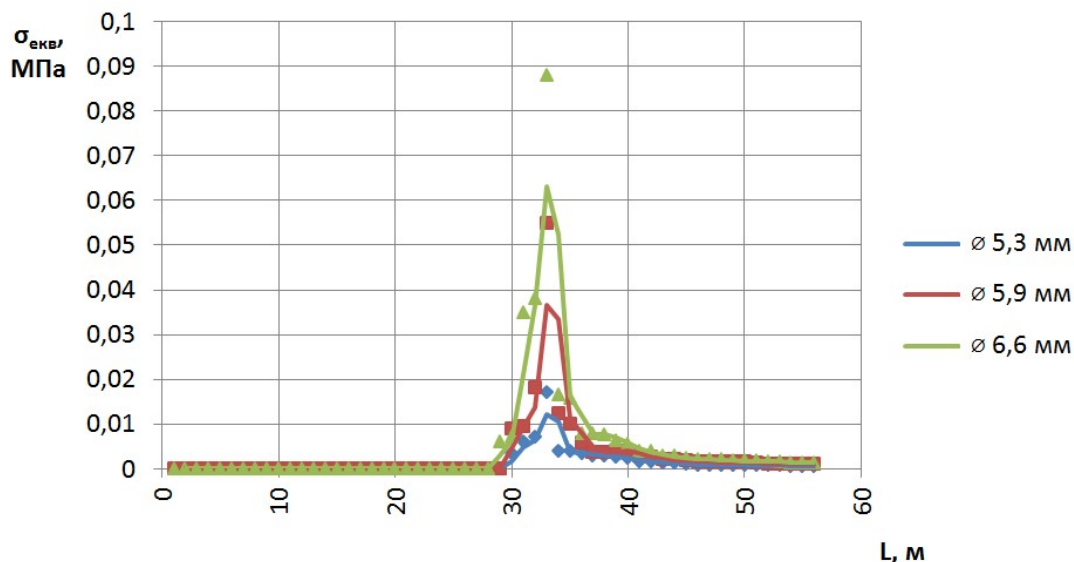


Рис. 5.36. Графік технологічних напружень (шари 1–3)

З рис. 5.36 видно стрибок напружень, що пов'язано з фазовим переходом полімеру, за якого відбувається велике тепловиділення, тому різниця температур сусідніх шарів зростає, а отже й напруження також. Шари Ø5,3 мм і Ø5,9 мм починають тверднути на 29 м загальної довжини охолоджувального пристрою. Шар Ø6,6 мм починає тверднути на позначці 29 м.

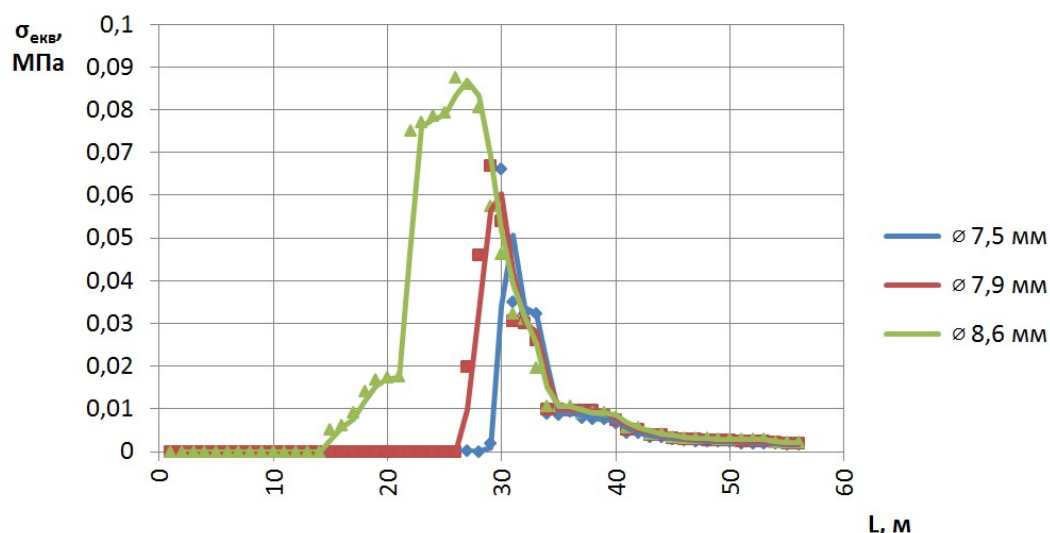


Рис. 5.37. Графік технологічних напружень (шари 4–6)

Шар Ø7,5 мм починає тверднути на позначці 28 м, шар Ø7,9 мм – на 26 м, а шар Ø8,6 мм – на 14 м загальної довжини охолоджувального пристрою. Видно, що ближче до зовнішніх шарів напруження зберігаються довше. По довжині

кабелю це відбувається доти, поки не починають тверднути шари ізоляції, що прилягають до струмопровідної жили.

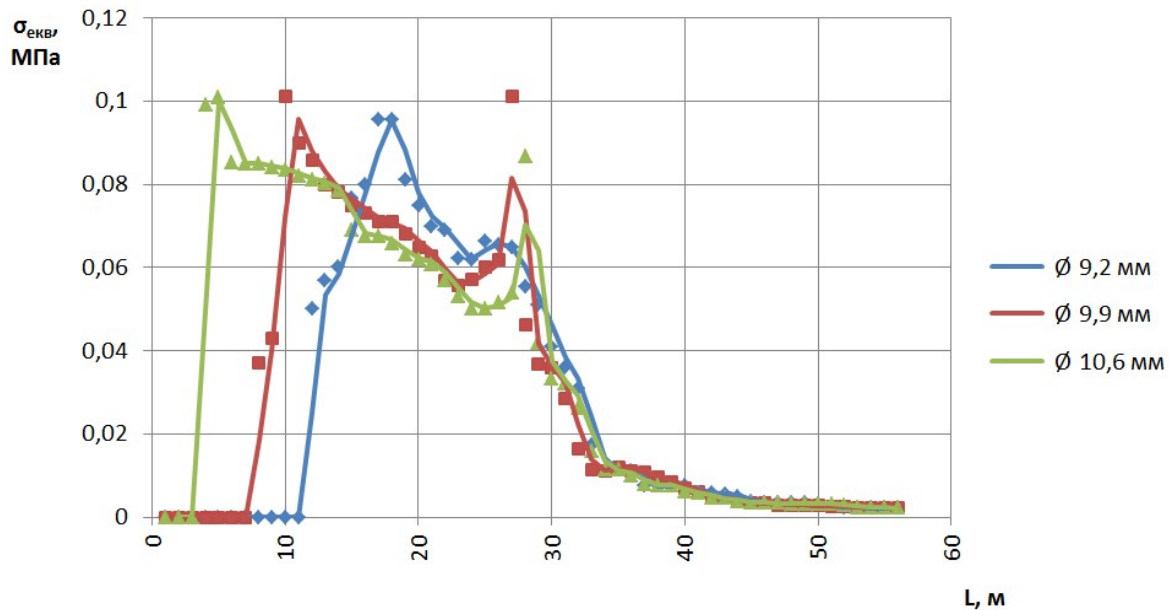


Рис. 5.38. Графік технологічних напружень (шари 6–9)

Шар Ø9,2 мм починає твердіти на 11 м загальної довжини охолоджувального пристрою, шар Ø9,9 мм – на 7 м, шар 10,6 мм – на 3 м. Напруження зберігаються доти, поки шар, що прилягає до жили, не почне тверднути. Це пов'язано з великим перепадом температури та фазовим переходом. На початку твердіння внутрішніх шарів відбувається значне тепловиділення, що супроводжується стрімким падінням температури. Оскільки зменшується градієнт температури, то за фазового переходу прилеглих шарів зменшуються й напруження.

При проведенні числового експерименту та визначенні технологічних напружень виробу, в якому були виявлено порожнини, що утворились під час охолодження, було отримано такі результати температурних полів кабелю (див. рис. 5.32) і технологічні напруження (рис. 5.39, 5.40).

Варіант 4 (див. табл. 5.2; рис. 5.39).

У разі входу кабелю в першу ванну охолодження спостерігається зростання напружень у шарах, що прилягають до жили. Це пов'язано з появою градієнта температури по поперечному перерізу полімерного покриття. Але значення напружень дуже малі для появи механічних дефектів (крім того, полімер при цьому перебуває в стані розплаву). Напруження після позначки 10 м ванни охолодження починають спадати, що пов'язано з вирівнюванням різниці температур за рахунок знаходження кабелю у повітряній ванні охолодження. Виникнення в цих шарах порожнин неможливе, оскільки напруження занадто малі та полімер у цих шарах перебуває в стані розплаву.

При потраплянні дроту на позначку 42.41 м до ванни охолодження з водою, відбувається інтенсивне охолодження та стрімке падіння температури зовнішніх шарів, що призводить до значного збільшення напружень. Шар

Ø9,1 мм починає тверднути на довжині 48 м загальної довжини пристрою охолодження, шар Ø9,7 мм – на 46 м, а Ø10,4 мм – на 42.

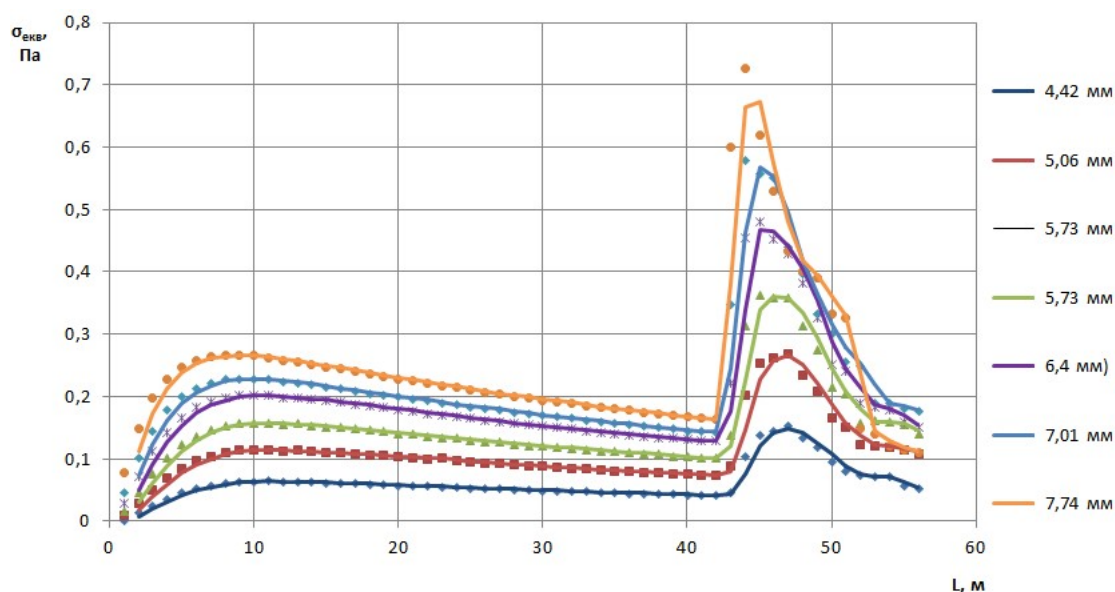


Рис. 5.39. Технологічні напруження (шари 1–6)

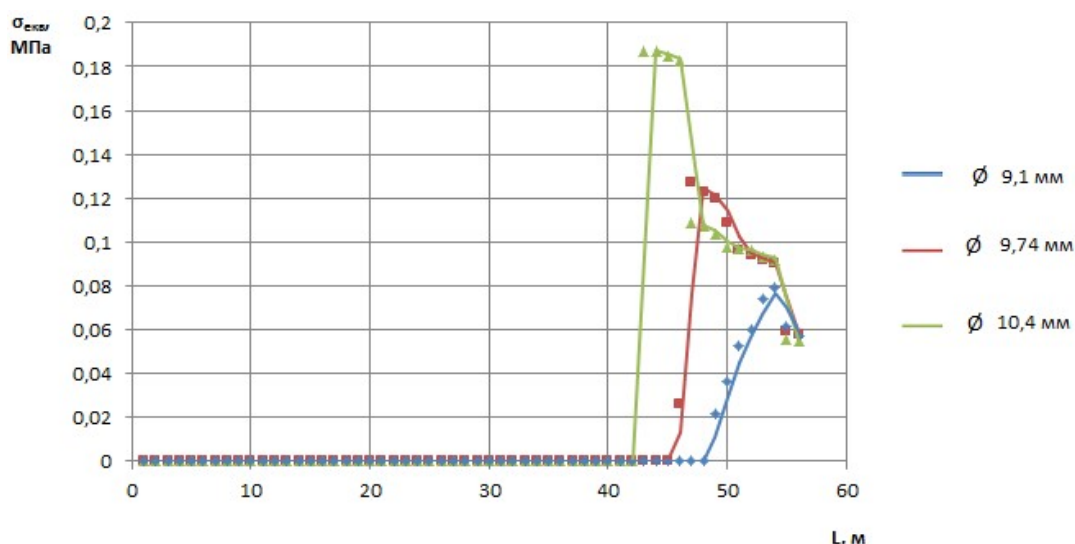


Рис. 5.40. Технологічні напруження (шари 6–9)

У поверхневих шарах ізоляції перед початком твердіння полімеру помітний початок росту напружень. Також видно, що в поверхневих шарах напруження починають зростати трохи пізніше, ніж ближче до жили, що пов'язано з послідовною віддачею теплоти від внутрішніх шарів ізоляції її зовнішнім шарам.

5.4. Висновки до розділу 5

Отриманий розподіл технологічних напружень по довжині труби за різних режимів процесу охолодження дав змогу встановити, що найбільші напруження виникають за умови двостороннього охолодження водою, які можуть призвести до значного погіршення якості труби. Найменші напруження вини-

кають за умови одностороннього охолодження, яке в той самий час передбачає значну тривалість процесу охолодження, а отже й значні виробничі площі під ванни охолодження. Крім цього було встановлено, що швидкість охолодження також істотно впливає на якість виробу, адже за підвищених швидкостей у структурі полімеру утворюються кристаліти та сфероліти.

Тому враховуючи всі зазначені умови, найбільш ефективним з точки зору «інтенсивність охолодження – технологічні напруження» є двостороннє комбіноване охолодження (зовнішнє – вода, внутрішнє – повітря).

Аналіз процесу охолодження зекструдованих кабельних виробів показав, що обміжною стадією процесу виготовлення кабельної продукції з полімерним покриттям є процес охолодження.

Після потрапляння кабелю до ванни охолодження в полімерному покритті металевого осердя через велику різницю температур на зовнішній і внутрішній поверхнях полімерного покриття виникає значний градієнт температури, який є основним чинником утворення каверн в полімерному покритті.

Охолодження кабельного виробу відбувається в умовах неоднорідного температурного поля й фазових перетворень в ізоляції, що призводить до утворення неоднорідного поля деформації й напружень у полімері. У результаті за певних технологічних умов утворюються порожнини (каверни) в ізоляції та відбувається відшарування полімеру від струмопровідної жили, що неприпустимо з точки зору якості виробу.

При проведенні числового експерименту було з'ясовано, що каверни утворюються за умови завершення процесу тверднення зовнішнього шару, в той момент, коли внутрішні шари ще не почали тверднути. За умови затверділого зовнішнього шару та початку тверднення внутрішніх шарів відбувається термічна усадка полімеру, яка спричинює утворення порожнин всередині ізоляції, а за невеликої адгезії полімеру до металевої жили можливе відшарування ізоляції від металевої жили.

Під час охолодження ізоляції з поліетилену потрібно забезпечити, щоб внутрішні шари ізоляції почали тверднути до моменту фазового переходу зовнішнього шару. Тому під час охолодження кабельного виробу має забезпечена умова, коли зовнішній шар і шар, що контактує до жили, мають температуру в інтервалі 140–115 °С, оскільки поліетилен твердне саме в цьому діапазоні температур. Це забезпечує бажану якість виробу та уникнення утворення порожнин у полімері, а також відшарування ізоляції від металевої жили.

При проведенні числового експерименту також було з'ясовано, що охолодження полімерного покриття за умови використання теплоносіїв з меншим значенням коефіцієнта теплопровідності порівняно з водою (зокрема повітря) супроводжувалось меншою різницею температур на внутрішній і зовнішній поверхнях полімерної ізоляції, тобто меншим градієнтом температури, а отже й меншим ризиком утворення дефектів у кабельному виробі.

За швидкого охолодження кабельного виробу після виходу з кабельної екструзійної головки можуть виникати великі технологічні напруження, що призводить до виготовлення продукції низької якості. За повільного охолодження внутрішні шари встигатимуть віддати теплоту до зовнішніх шарів, що

зменшує градієнт температури, проте збільшує енергоємність та знижує продуктивність технологічної лінії.

Як варіант вирішення цієї проблеми є застосування комбінованого водно-повітряного охолодження, при цьому на ділянках повітряного охолодження відбувається вирівнювання температурного поля по товщині ізоляції.

З огляду на вищезазначене можна надати такі рекомендації щодо проведення процесу охолодження кабельної продукції:

1) Питання інтенсифікації процесу охолодження кабельної продукції необхідно розглядати разом з термомеханічною задачею.

2) При охолодженні полімерного покриття на металевому осерді потрібно забезпечити, щоб внутрішні шари почали тверднути до того, як цей процес завершать зовнішні шари полімеру. Такий режим охолодження зменшує технологічні напруження в ізоляції, а отже і ймовірність утворення дефектів у кабельній продукції. Це забезпечує оптимальний час охолодження кабельного виробу та високу якість одержуваної продукції.

3) Для вирівнювання температурного поля та зменшення градієнта температури по поперечному перерізу ізоляції доцільно чергувати ділянки водяного й повітряного охолодження.

6. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ПЛАВЛЕННЯ ТА ФОРМУВАННЯ

6.1. Експериментальні дослідження процесу плавлення гранульованих термопластів у пристрої типу «конус–площина»

Для вимірювання в'язкості полімеру та дослідження динаміки процесу плавлення було розроблено експериментальну установку на базі віскозиметра типу «конус–площина» (рис. 6.1). Установка складається зі станини 1, регулятора підняття ємності 2, підйомної плити 3, нагрівної ємності 4, ротора 5, індикатора годинникового типу 6, кулачкового патрону 7, редуктора 8 та електродвигуна 9.

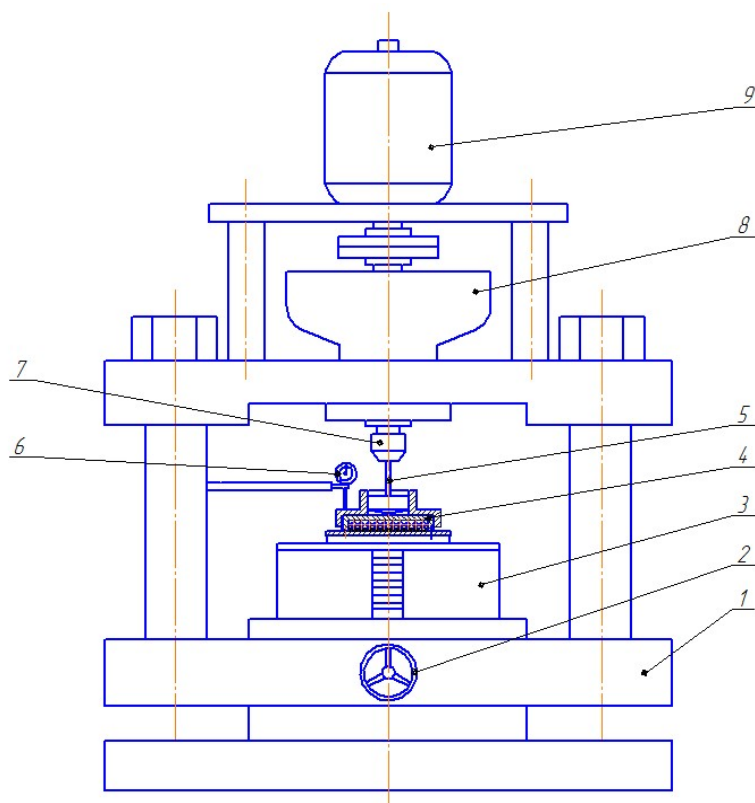


Рис. 6.1. Експериментальна установка

Нагрівна ємність (рис. 6.2) складається зі стола 1, на яку встановлено нерухому плиту 2 з нагрівними елементами 3, на яку нагвинчується рухома плита 4 зі вмонтованою термопарою 6, а також ротор 5.

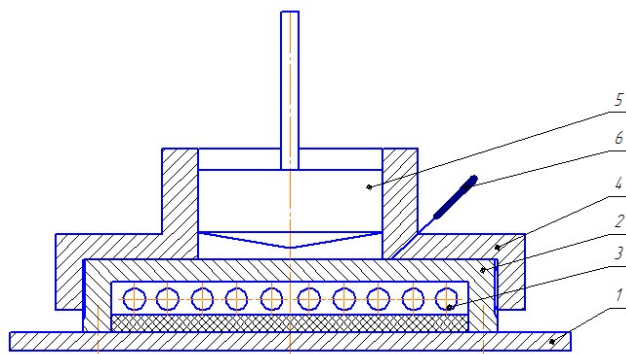


Рис. 6.2. Нагрівна ємність

Температура підтримувалася за допомогою одноканального ПД-регулятора МікРа 600. Технічні характеристики приладу наведено в табл. 6.1. Для зворотного зв'язку була використана хромель-алюмелева термопара.

Таблиця 6.1. Технічні характеристики регулятора температури МікРа 600

| | |
|---|------|
| Дискретність завдання температури, 8С | 1,0 |
| Закон регулювання каналу нагріву | ПД |
| Вихідний сигнал керування | ШІМ |
| Точність підтримання температури у встановленому режимі | ±0,5 |

Переміщення нагрівної ємності, з якої вираховувалася зміна об'єму, фіксувалося за допомогою індикатора годинникового типу з ціною поділки 0,01 мм.

Швидкість обертання ротора вимірювалася за допомогою лазерного тахометра DT-2234С. Характеристики приладу наведено в табл. 6.2.

Таблиця 6.2. Характеристики тахометра

| | |
|----------------------|--|
| Діапазон вимірювання | 2,5 – 99999 об/хв |
| Роздільна здатність | 0,1 об/хв (2,5–999,9 об/хв) 1 об/хв (більше 1000 об/хв) |
| Точність | ±0,05% |
| Час заміру | 0,8 с (більше 60 об/хв) |
| Відстань заміру | 50–200 мм |

Потужність, споживана електродвигуном, вимірювалася за допомогою лабораторного вимірювального комплексу К-50. Характеристики комплексу наведені у табл. 6.3.

Таблиця 6.3. Характеристики приладу

| | |
|--|---------------|
| Клас точності вбудованих в комплект приладів | 0,5 |
| Клас точності трансформатора струму | 0,2 |
| Межа допустимої основної похибки | ± 1,0% |
| Час встановлення показів приладів комплексу | не більше 4 с |

Під час проведення натурального експерименту за допомогою терморегулятора нагрівалася ємність, у яку засипалися гранули полімеру, після чого ємність стискалася з постійним зусиллям, а полімер піддавався певній швидкості зсуву за допомогою ротора, закріпленого на електродвигуні. При цьому фіксувалися такі параметри: зміна об'єму полімеру внаслідок плавлення, швидкість обертання зануреного в полімер ротора та потужність, споживана електродвигуном. Ці параметри змінювалися в діапазонах, наведених у табл.6.4.

Таблиця 6.4. Діапазони вимірювань

| Параметр | Одиниця виміру | Діапазон |
|--------------------------|----------------|----------|
| Температура | 8С | 100–150 |
| Частота обертання ротора | об/хв | 60–200 |
| Потужність | Вт | 30–150 |

Для підтвердження адекватності отриманих даних було зроблено порівняння залежності в'язкості від швидкості зсуву, отриманої під час експерименту з табличними даними [157] (рис. 6.3).

Обробка експериментальних даних дала змогу отримати графіки, що демонструють динаміку зміни об'єму внаслідок плавлення поліетилену високої густини (рис. 6.4), поліетилену низької густини (рис. 6.5) і полістиролу (рис. 6.6) за різної температури.

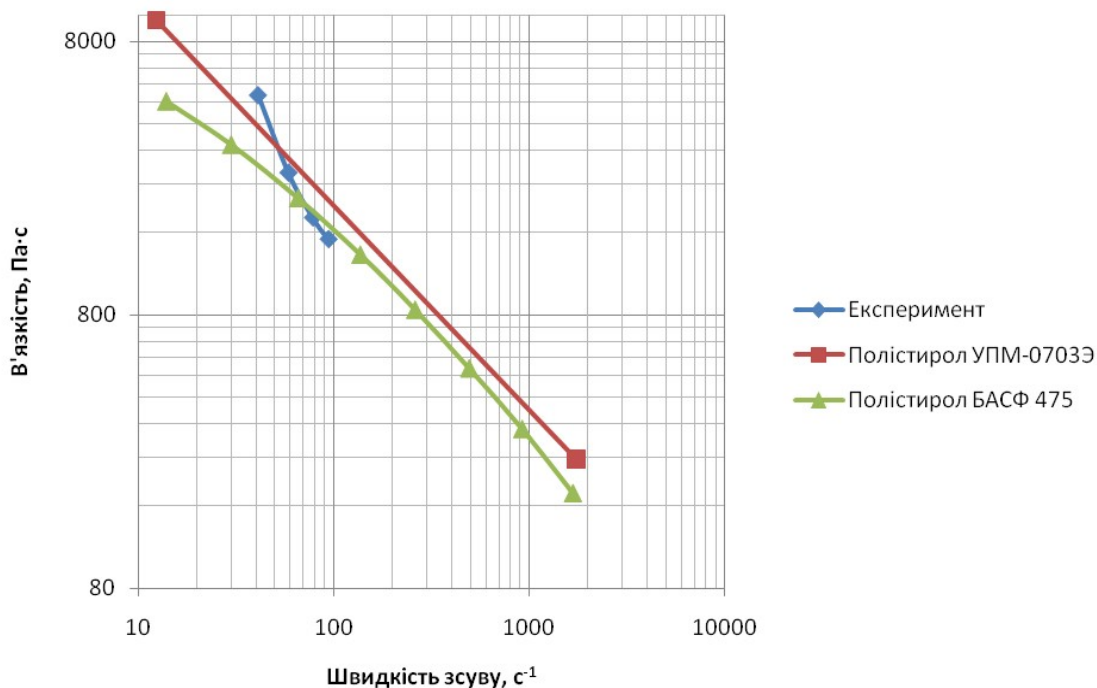


Рис. 6.3. Порівняння залежностей в'язкості від швидкості зсуву

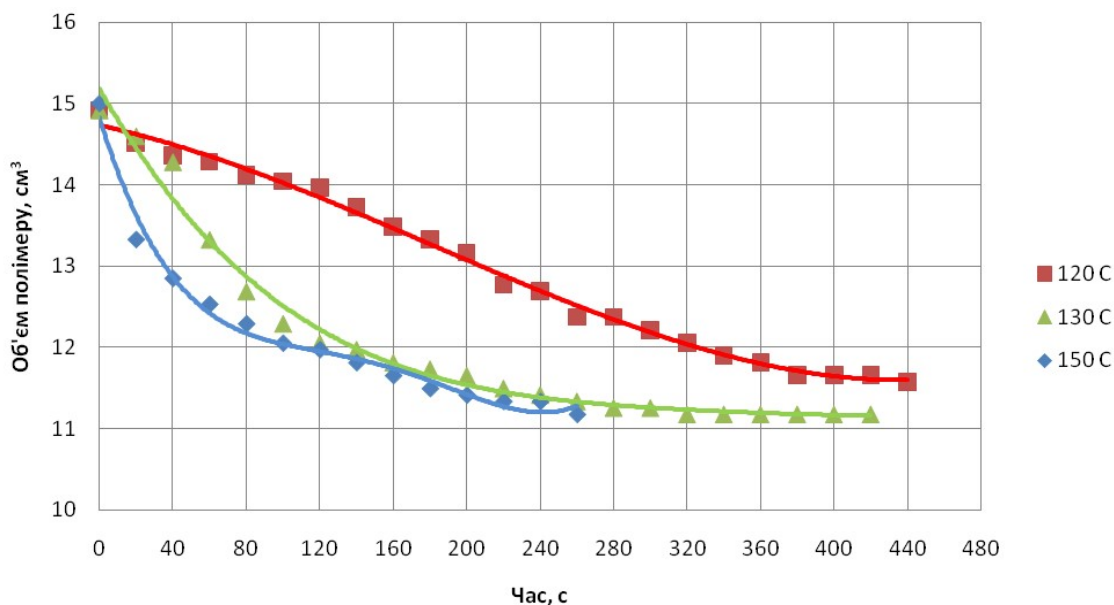


Рис. 6.4. Динаміка зміни об'єму поліетилену високої густини

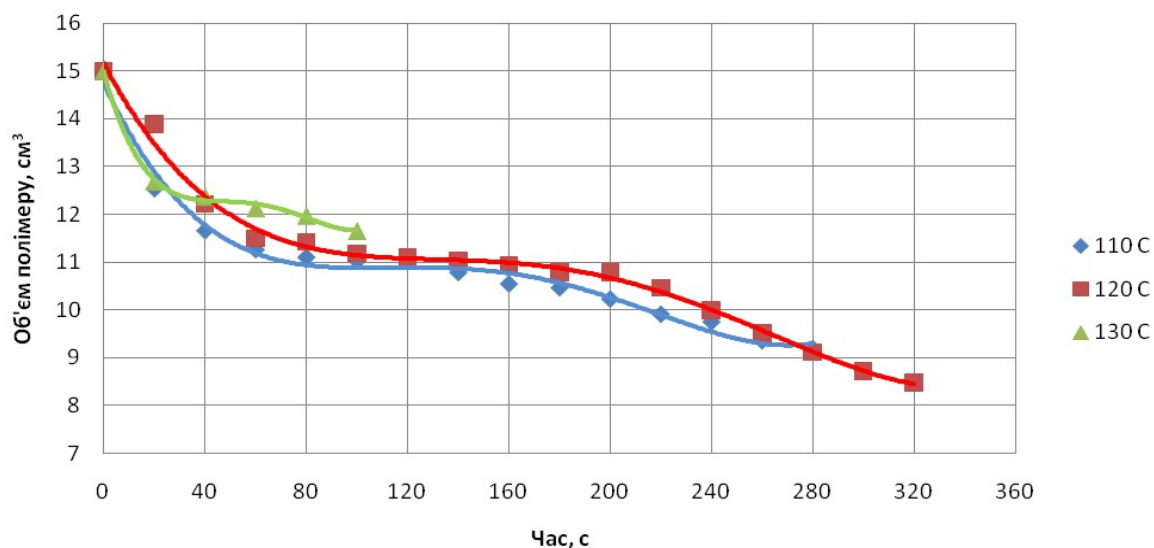


Рис. 6.5. Динаміка зміни об'єму поліетилену низької густини

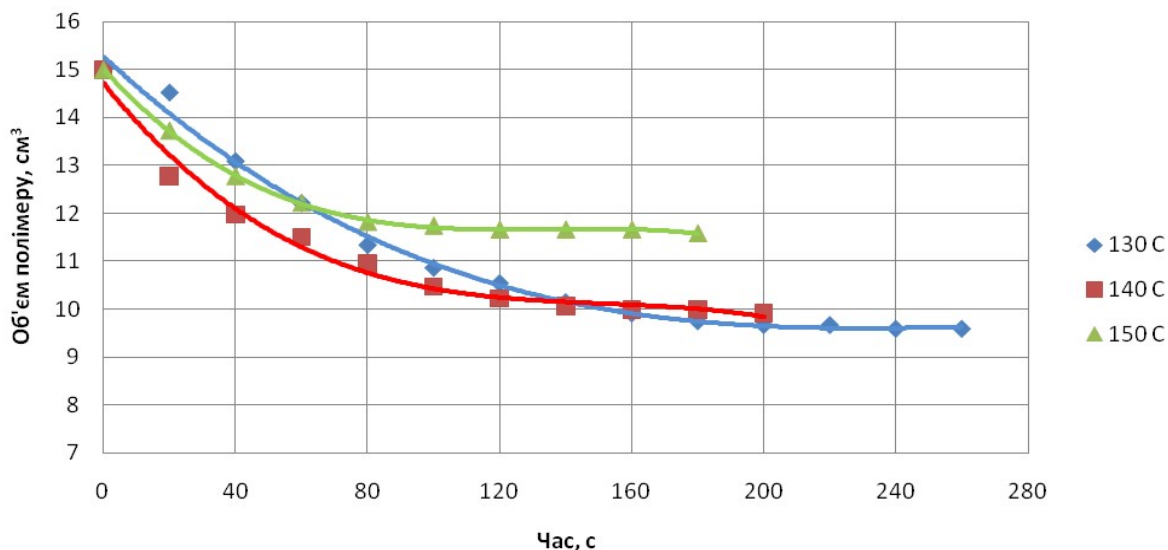


Рис. 6.6. Динаміка зміни об'єму полістиролу

З рис. 6.3–6.6 можна зробити висновок, що за винятком початкового періоду об'єм полімеру з часом зменшується майже лінійно.

6.2. Дослідження процесу плавлення термопластів у черв'ячному каналі

Експериментальні дослідження проводились у виробничих умовах на промисловому екструдері з діаметром черв'яка 90 мм (рис. 6.7). Відношення довжини черв'яка до діаметра складало 25, крок нарізки дорівнював діаметру. Зона плавлення починалась з 7-го витка та мала довжину 7 витків. Глибина каналу в зоні завантаження складала 12,6 мм, а в зоні дозування – 4,6 мм. Екструдер комплектувався швидкознімною голівкою на відкидних болтах. Температурний режим забезпечувався за допомогою мікропроцесорних регуляторів з точністю ± 1 °C вісьмома зонами регулювання на корпусі та системою охолодження черв'яка.



Рис. 6.7. Фотографія екструдера

Експеримент було здійснено таким чином.

Попередньо перероблюваний гранульований полімер змішувався в дво-стадійному змішувачі з пігментом, спочатку за температури плавлення полімеру, а потім в охоложуваній ємності. У результаті кожна гранула виявлялася опудрена пігментом контрастного кольору.

Екструдер виводився на стаціонарний режим роботи, причому фіксувалися такі параметри:

- температура по зонах;
- швидкість обертання черв'яка;
- продуктивність;
- тиск на вході в головку.

Після цього екструдер зупинявся, нагрів на корпусі припинявся, головка швидко знімалася, а черв'як виштовхувався вперед спеціальним виштовхувачем. Гранули, що не розплавившись, при цьому осипались, а на черв'яку залишався лише той матеріал, що піддався плавленню (рис. 6.8).



Рис. 6.8. Черв'як після вилучення з циліндра екструдера

Після зняття полімерної спіралі з черв'яка, від неї на кожному витку вирізався тонкий зразок. Той полімер, що повністю перейшов у фазу розплаву, змішувався з пігментом, причому можна було частково відслідковувати лінії току. Той же полімер, що лише почав плавитись, відрізнявся від розплаву більш інтенсивним кольором пігменту, оскільки він залишався на поверхні гранул. Нарізані зразки сканувались, отримані файли оброблялись у графічному редакторі для виділення границь та обчислення площі ділянок.

У результаті описаних операцій фіксувалась форма та площа перерізу полімерної пробки й перехідної області розм'якшених гранул, а також довжина зони плавлення.

На рис. 6.9 наведено порівняння експериментально визначених та промодельованих конфігурацій твердої пробки на різних відстанях від кінця зони плавлення, де пробка фактично припиняє існування. Розрахункову конфігурацію пробки визначали по межі температури плавлення полімеру.

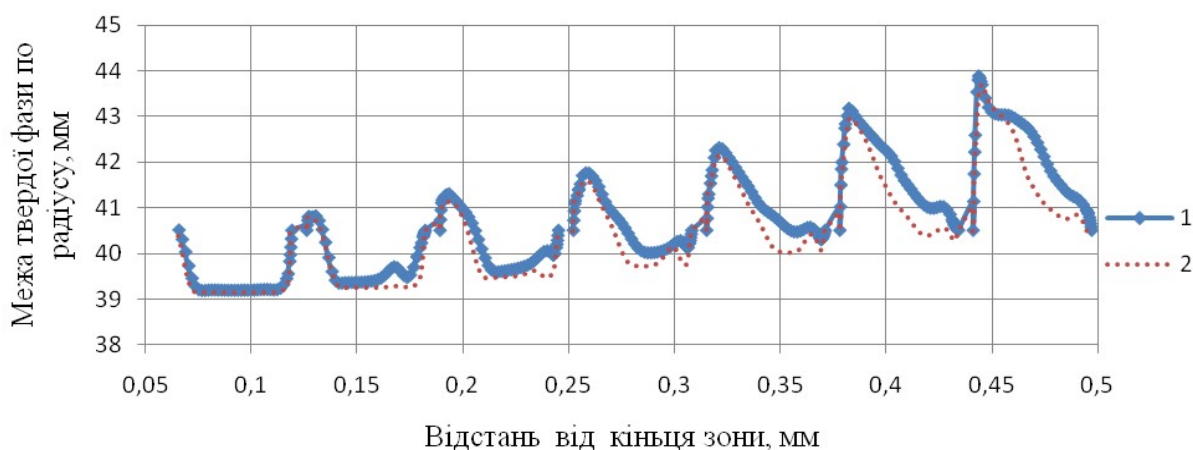


Рис. 6.9. Конфігурація пробки розплаву на різних відстанях від кінця зони плавлення: 1 – розрахункова конфігурація; 2 – експериментальна конфігурація

З рис. 6.9 видно, що відмінності між експериментально визначеними та промодельованими конфігураціями пробки незначні, особливо в кінці зони плавлення, що дає змогу встановити довжину зони плавлення, тобто координату закінчення процесу плавлення та переходу до зони гомогенізації.

6.3. Експериментальна установка та методика дослідження параметрів реологічної моделі ФТТ

Для проведення експериментів з дослідження параметрів реологічної в'язкопружної моделі ФТТ було модернізовано експериментальну установку й розроблено методику проведення експерименту.

Дослідження здійснювали на лабораторній екструзійній установці з діаметром черв'яка 36 мм і відношенням довжини до діаметра рівним 20, спорядженому головкою з формувальним каналом завдовжки 40 мм і діаметром 8 мм. Таке співвідношення розмірів забезпечувало досягнення повністю розвиненого потоку на виході з головки. Методика дала змогу визначити форму вільного потоку екструдату. Схему установки наведено на рис. 6.10.

Зазначена експериментальна установка працювала таким чином.

На приладі КВП-1-504 з класом точності 0,5 задавалася необхідна температура матеріального циліндра й головки і за допомогою нагрівальних елементів починався нагрів установки до виходу на необхідний температурний режим. Схема керування температурним режимом забезпечувала підтримання заданої температури з похибкою до 2%. Вимірювальна схема контролю температури полімеру складена на основі дванадцятиточкового цифрового приладу А565 (273–673К) з роздільною здатністю 0,1 К класу точності 0,05 і комплекту гол-

кових хромель-копелевих термопар. Термопари було встановлено в трьох точках корпуса головки на відстані 2 мм до перехідних та формувальної ділянок.

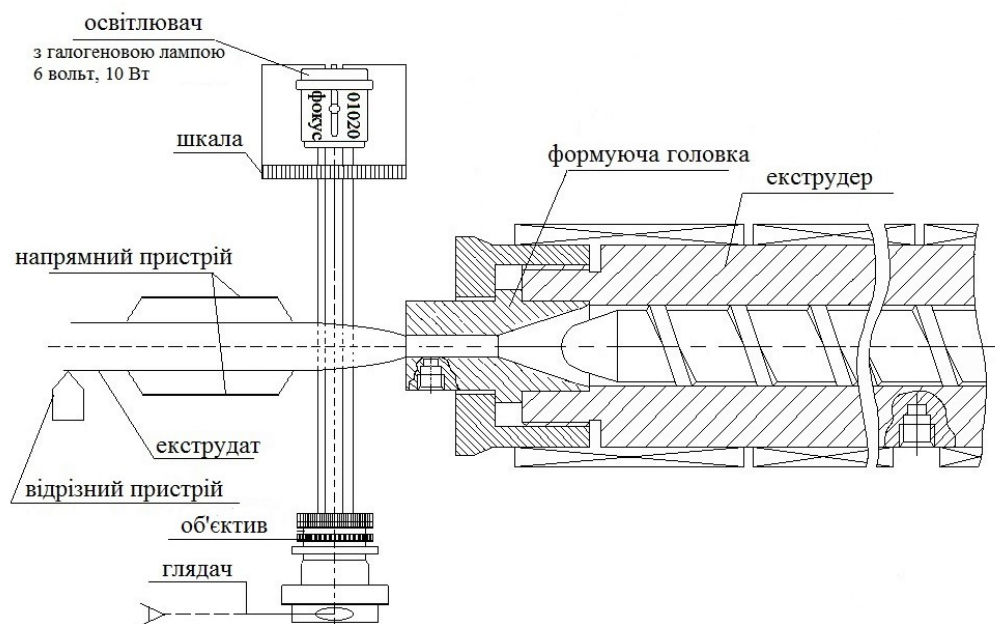


Рис. 6.10. Схема експериментальної установки для вимірювання параметрів моделі ФТТ

Після виходу на робочий температурний режим завантажувався досліджуваний полімерний матеріал і черв'як починав обертатися. За сталого режиму екструзії через певний час t екструдат відрізався по торцевій поверхні головки. Для зменшення помилки експерименту й полегшення подальших досліджень час відокремлення екструдату t вибирався так, щоб відокремлений відрізок мав довжину від 50 мм до 100 мм. Отримані зразки екструдату (3–4 зразки для кожного із значень продуктивності) зважувалися на аналітичних вагах ВЛА-200М.

Середнє значення маси зразка для i -ї серії при n послідовних дослідках визначали як середнє арифметичне за формулою [201]

$$m_i = \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n m_{ij} .$$

Однорідність вимірювань характеризується дисперсією D_i , яка визначалась відповідно до [202]

$$D_i = (\sigma^2)_i = \frac{1}{n-1} \sum_{j=1}^n (m_{ij} - m_i)^2 .$$

Для оцінювання відтворюваності експериментів знаходився критерій Кохрена (розрахунковий) $k_{кр}$

$$k_{кр} = \max D_i / \sum_{i=1}^m D_i ,$$

де $\max D_i$ – найбільше значення дисперсії з числа проаналізованих паралельних серій m .

Перевірка виконання умови відтворюваності експерименту здійснювалась порівнянням значення розрахункового критерію Кохрена $k_{кр}$ з табличним значенням $k_{крт}$ за нерівністю $k_{кр} \leq k_{крт}$ [203, 204].

Значення $k_{крт}$ визначалося залежно від довірчої ймовірності та числа ступенів свободи. Виконані розрахунки показали, що за величини довірчої ймовірності 0,95 умова відтворюваності експерименту дотримується.

Експеримент виконувався за умов стабільності вибраного режиму екструзії з продуктивністю 3 кг/год. Продуктивність визначалась ваговим методом та регулювалась зміною частоти обертання черв'яка. Довжина області фотофіксації вільної ділянки екструдату не перевищувала 30 мм, тому його провисання під дією сили тяжіння було незначним, як було показано Guillet Serial M. [205]. Розмір екструдованого виробу вимірювався в напрямку руху полімеру на виході з формувального інструменту за допомогою фотооптичного пристрою.

Дослідження реологічних параметрів проводилось для таких матеріалів:

а) поліетилен низької густини (ПЕНГ) марки 15803-020 (ГОСТ 16337);

б) полістирол (ПС) марки ПС-115 (ГОСТ 20282);

г) композиція полівінілхлориду (ПВХ) марки SorVyl (Німеччина).

Температури екструзії при проведенні експериментів для обраних полімерних матеріалів: ПЕНГ – 170 °С, ПС – 180 °С, ПВХ – 180 °С.

Приклади фотофіксації вільної ділянки екструдату наведено на рис. 6.11.



а

б

в

Рис. 6.11. Фотофіксація вільної поверхні екструдату: а – ПЕНГ; б – ПВХ; в – ПС

Сутність досліджень полягала в такому.

Для визначення часу релаксації, коефіцієнта розбухання та розширювальної здатності розплаву для реологічної моделі ФТТ було зроблено таке:

- 1) визначено масову продуктивність $G = \frac{m}{t}$,

де m – маса профілю круглого поперечного перерізу, г; t – час, с;

- 2) визначено об'ємну продуктивність $Q = \frac{G}{\rho}$,

де ρ – густина досліджуваного матеріалу, кг/м³;

- 3) визначено лінійну швидкість екструдату $U = \frac{Q}{F_{отв}}$,

де $F_{отв}$ – площа поперечного перерізу отвору формуючого каналу, м²;

4) за допомогою отриманих експериментальних фотознімків визначено довжину ділянки профілю l_λ , на якій відбувається стабілізація перерізу, а отже й довжина, за якої досягається максимальний коефіцієнт розбухання розплаву, для подальшого визначення часу релаксації полімеру;

5) визначено час релаксації $\lambda = \frac{l_\lambda}{U}$;

б) проведено числове моделювання процесу екструзії крізь канал експериментальної головки з вільною поверхнею було виконано у програмному комплексі ANSYS за допомогою додатку Polyflow. Моделювання проводилося з метою встановлення реологічного параметру розширювальної здатності розплаву моделі ФТТ для даного полімеру в заданому температурному режимі. Параметр задавався перебором значень з певним кроком до збігу з експериментальною кривою зміни діаметра в межах 1 %, після чого він і брався для подальшого моделювання течії відповідного полімеру. Значення часу релаксації при цьому підставлялось експериментально визначене.

Приклад відповідності результатів числового моделювання отриманим експериментальним даним ПВХ марки SorVyl за швидкості екструзії $V = 0,0658$ м/с наведено на рис. 6.12.

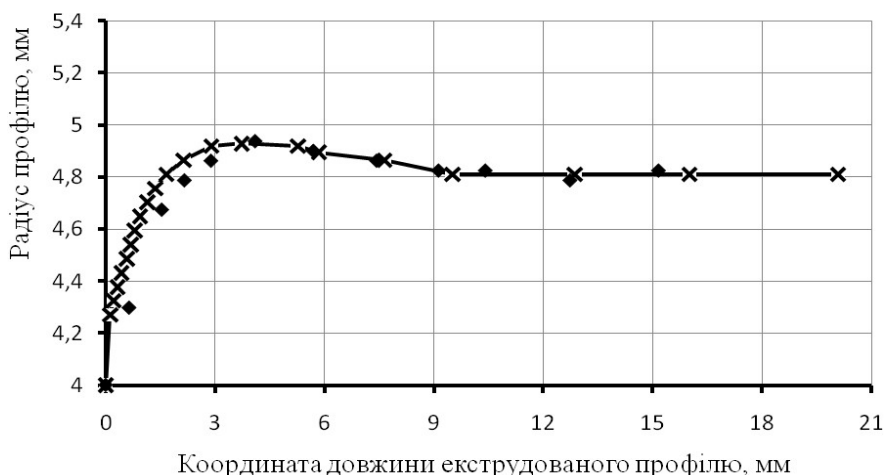


Рис. 6.12. Залежність зміни радіуса екструдату круглого поперечного перерізу ПВХ марки SorVyl на виході з формувального каналу:

◆ – експериментальні дані; × – результат числового моделювання

Визначені матеріальні параметри в'язкопружності розплаву й використані для побудови кривих змін профілю вільної поверхні екструдату на виході з формуючого інструменту, наведено в табл. 6.5.

Таблиця 6.5. Експериментальні параметри процесу екструзії

| Параметр | Перероблюваний полімерний матеріал | | |
|--|------------------------------------|--------|----------------|
| | ПЕНГ 15803-020 | ПС 115 | Композиція ПВХ |
| Лінійна швидкість екструдату U , м/с | 0,0857 | 0,1704 | 0,0658 |
| Час релаксації λ , с | 0,31 | 0,03 | 0,23 |
| Довжина ділянки стабільного перерізу l_λ , м | 0,027 | 0,0055 | 0,01525 |
| Коефіцієнт розбухання B | 1,41 | 1,35 | 1,2 |

6.4. Висновки до розділу 6

Розроблено експериментальну установку для дослідження динаміки процесу плавлення полімерних матеріалів. Проведені експериментальні дослідження, які дали змогу отримати дані, що стали вихідними для проведення числових експериментів. Встановлено, що за винятком початкового періоду плавлення, коли швидкість процесу нелінійно зменшується, надалі швидкість плавлення можна вважати близькою до постійної.

Проведено експериментальні дослідження плавлення в промисловому екструдері дали змогу встановити форму пробки розплаву на різних ділянках по довжині черв'яка, а також визначити довжину зони плавлення. Результати експериментальних досліджень мають якісний і кількісний збіг з результатами числових розрахунків.

Встановлено реологічну модель для моделювання в'язкопружної течії в профільних екструзійних головках. Експериментально визначені реологічні коефіцієнти дають змогу розрахувати параметри процесу течії в'язкопружної рідини в формуючому каналі з більшою точністю, а також враховувати ефекти розбухання розплаву полімеру в зоні вільної поверхні на виході з формуючого інструменту, що дає можливість передбачити неоднорідність та властивості полімерних виробів.

Розроблено методику експериментальних досліджень реологічних параметрів матеріалу й характеру ефекту розбухання полімерного матеріалу після виходу з формуючого інструменту. Досліди є відтворюваними, однорідність результатів підтверджується, що свідчить про те, що прийняті методики досліджень забезпечують відтворюваність експериментів.

Показано, що використання моделі ФТТ при моделюванні течії в'язкопружних рідин на виході з формуючого інструмента екструдера дає змогу розрахувати зміну перерізу екструдованого полімерного виробу.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

Головний результат проведених досліджень – вирішення важливої науково-технічної проблеми створення наукових засад розробки та вдосконалення обладнання і процесів комплексного екструзійного перероблення термопластичних матеріалів, які забезпечують визначення раціональних конструктивно-технологічних параметрів виробничих ліній на базі черв'ячних екструдерів, що сприятиме заощадженню енергетичних і матеріальних ресурсів та одержанню продукції високої якості.

У результаті проведення досліджень отримані такі наукові результати:

1) Розроблено уточнені математичні моделі неізотермічного тривимірного руху реологічно складних середовищ у каналах довільної форми з рухомими й нерухомими елементами із врахуванням пристінних ефектів.

2) Реалізація розробленої фізичної моделі процесу плавлення полімеру в робочому черв'ячному екструдера на базі систем гідродинамічного моделювання показала можливість коректного задання розрахункової схеми та інтерпретації отриманих результатів засобами цих систем і дала змогу отримати науково обґрунтовані параметри зазначеного процесу й конструктивних параметрів зони плавлення черв'ячного екструдера. При цьому отримано пояснення відомих на практиці ефектів, що не вкладаються в рамки моделей, запропонованих іншими дослідниками.

3) Розроблені принципово нові фізичні й математичні моделі плавлення полімеру в каналі екструдера, сутність яких полягає в тому, що процес плавлення поділяється на два етапи: спочатку за рахунок бародифузії розплаву руйнується поверхневий шар твердої пробки, який переходить у шар текучої суміші твердої й рідкої фаз, а потім під дією дисипативної теплоти відбувається плавлення твердої частини в об'ємі суміші. Вказані моделі дають змогу точніше прогнозувати кінетику плавлення та обґрунтовувати конструктивні параметри зони плавлення черв'ячного екструдера.

4) Проведено адаптацію розроблених моделей для уточненого визначення полів розподілу швидкості, температури, тиску, деформації та інших параметрів у процесах підготовки та формування полімерних виробів з урахуванням пристінних ефектів зміни в'язкості, проковзування, дисипації тощо. Це дає змогу розраховувати та оптимізувати основні параметри технологічних процесів формування полімерних виробів.

5) На основі розроблених моделей виконано розрахунки зони плавлення екструдера й виявлено особливості температурного поля, поля швидкостей, розподілу величини в'язкості та процесу плавлення твердої пробки полімеру. Досліджено еволюцію процесів руйнування та плавлення пробки гранул і виявлено основні чинники, що суттєво впливають на ці процеси. Встановлено ефекти, що не враховується багатьма існуючими моделями процесу плавлення полімеру в каналі екструдера.

6) Розроблено методику визначення якості суміші, яка полягає в безпосередньому використанні рівнянь масопереносу. Це дає змогу моделювати процес змішування на тій самій математичній базі, що й інші процеси екструзії.

7) Досліджено закономірності розподілу концентрації диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі за різних чинників. Встановлено ефективні схеми та конструктивні параметри змішувального устаткування.

8) Запропоновано та апробовано алгоритми та методику числових розрахунків, які дають змогу аналізувати картини течії полімерних матеріалів у формувальних каналах полімерного устаткування з деформівними стінками.

9) Отримані дані дають змогу прогнозувати величину й характер деформації формувальних елементів та врахувати її вплив на спотворення форми формованого виробу. Проведені уточнені числові експерименти дали змогу сформулювати рекомендації для розробників та експлуатаційників полімерного обладнання.

10) Запропоновано методику моделювання та проєктування екструзійних головок, яка дає змогу визначати необхідну конфігурацію екструзійної головки і зокрема її випускного отвору (фільтри) для досягнення заданої форми перерізу екструдату після його стабілізації.

11) Визначений розподіл технологічних напружень по довжині труби за різних режимів процесу охолодження дав змогу встановити, що найбільш ефективним з точки зору «інтенсивність охолодження – технологічні напруження» є двостороннє комбіноване охолодження (зовнішнє – вода, внутрішнє – повітря).

12) У результаті експериментальних досліджень, а також порівняння одержаних результатів з результатами інших дослідників отримано підтвердження адекватності розроблених математичних моделей. Відхилення результатів розрахунків та експериментів для різних процесів не перевищує 8–15 %.

13) Результати роботи впроваджені в практику проєктування та експлуатації обладнання для екструзійного перероблення термопластичних матеріалів. У ряді організацій впроваджено методики із вдосконалення принципових схем, конструктивного оформлення, а також результати розрахунку параметрів зазначеного обладнання і режимів його роботи. Результати досліджень використано в навчальному процесі кафедри хімічного, полімерного і силікатного машинобудування, а також кафедри хімічної технології композиційних матеріалів КПІ ім. Ігоря Сікорського.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Тітова О. С., Грушак З. В., Трачевський В. В. Використання полімерів та їх вплив на довкілля // Вісник НАУ. 2008. № 3. С. 135–138.
2. Сорокин М. Ф., Шоде Л. Г., Кочнова З. А. Химия и технология пленкообразующих веществ. Москва : Химия, 1981. 446 с.
3. Бюллер Г. К. Тепло- и термостойкие полимеры: пер. с нем. Москва : Химия, 1984. 1059 с.
4. Тара з полімерних матеріалів. Довідкове видання / М. Г. Соломенко, В. Л. Шредер, В. М. Кривошей. Москва : Хімія, 1990. 400 с.
5. Бартенев Г. М. Прочность и механизм разрушения полимеров. Москва : Химия, 1984. 279 с.
6. Материаловедение / под ред. Б. Н. Арзамасова. Москва : Машиностроение, 1986. 384 с.
7. Торговельне підприємство: механізм розвитку і фінансової підтримки : монографія / під ред. С. В. Князя. Львів : Видавництво Львівської політехніки, 2015. 720 с.
8. Chang Dae Han. Rheology in Polymer Processing. New York : Academic Press, 1976. 367 p.
9. Guillet M. S. Quantitative evaluation of extrudate swell from viscoelastic properties of polystyrene // Rheologica Acta. 1991. N 30. P. 540–548.
10. Kostic M. M., Reifschneider L. G. Design of Extrusion Dies // Encyclopedia of Chemical Processing. 2006. P. 633–649.
11. Baracos G., Mitsoulis E. Non-isothermal viscoelastic simulations of extrusion through dies and prediction of the bending phenomenon // Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics. 1996. V. 62. P. 55–79.
12. Luo X. L., Tanner R. I. A singular finite element for Non-isothermal viscoelastic simulations of extrusion through dies // Rheologica Acta. 1987. Vol. 26. P. 499–507.
13. Шишлянников В. В. Решение задачи теплообмена с учетом анизотропии теплопроводности и диссипации энергии // Известия Волгоградского государственного технического университета : межвуз. сб. науч. ст. № 1 (154) (Серия «Реология, процессы и аппараты химической технологии ; вып. 8). 2015. С. 55–58.
14. Karibullina F. R., Garifoullin F. A., Tazioukov F. Kh. Non-Newtonian fluid film creeping due to thermocapillary force in transport phenomena in two-phase flow. ed. Ch. Boyadjiev. Varna, Bulgaria. Sept. 12–17. 1997. P. 20–21.
15. Spencer R. S., Dillon R. E. On the flow instabilities of a molten polymer. // Journal of Colloid Science. Vol. 4. 1949. P. 241–253.
16. Bagley E. B., Schrieber H. P. Effect of die geometry on polymer melt fracture and extrudate distortion // Transactions of the Society of Rheology. Vol. 5. 1961. P. 341–353.
17. Шеен М. Вязкоупругие релаксации в полимерах. Москва : Мир, 1974. 270 с.

18. Тадмор З., Гогос К. Теоретические основы переработки полимеров. пер. с англ. Москва : Химия, 1984. 632 с.
19. Han C. D., Kim K. U. The Flow of High Polymers. // *Polymer Engineering & Science*. Vol. 11. 1971. P. 395–411.
20. Мак-Келви Д. М. Переработка полимеров. Москва : Химия, 1965. 442 с.
21. Manuel A. A., Fernando T. P., Paulo J. O. Study of steady pipe and channel flows of a single-mode Phan-Thien–Tanner fluid // *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*. Vol. 101. 2001. P. 55–76.
22. Виноградов Г. В., Малкин А. Я. Реология полимеров. Москва : Химия, 1997. 438 с.
23. Ким В. С. Теория и практика экструзии полимеров. Москва : Химия, КолосС. 2005. 568 с.
24. Басов Н. И., Казанков Ю. В., Любартович В. А. Расчет и конструирование оборудования для производства и переработки пластмасс. Москва : Химия, 1986. 488 с.
25. Фишер Е. Экструзия пластических масс. Москва : Химия, 1970. 288 с.
26. Фридман М. Л. Технология переработки кристаллических полиолефинов. Москва : Химия, 1977. 398 с.
27. Панов А. К., Апасов А. Р. Гидродинамика потоков аномально-вязких полимерных систем в формирующих каналах. Уфа : Изд-во УГНТУ, 1994. 260 с.
28. Tanner R. I. A new inelastic theory of extrudate swell // *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*. 1980. Vol. 6. P. 289–302.
29. Han C. D., Drexler L. H. Studies of converging flows of viscoelastic polymer melts // *Journal of Applied Polymer Science*. Vol. 17. 1973. P. 2329–2354.
30. Pinho F. T., Oliveira P. J. Axial annular flow of a nonlinear viscoelastic fluid an analytical solution // *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*. Vol. 93. 2000. P. 325–337.
31. Karapetsas G., Tsamopoulos J. Transient squeeze flow of viscoplastic materials // *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*. Vol. 133. 2006. P. 35–56.
32. White S. A., Gotsis A. D., Baird D. G. Review of the entry flow problem: experimental and numerical // *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*. Vol. 24. 1987. P. 121–160.
33. Whipple B. A., Hill C. T. Velocity distribution in die swell // *AIChE*. Vol. 24. 1978. P. 664–679.
34. Michaeli W. *Extrusion Dies for Plastics and Rubber Design and Engineering Computations: Third Edition*. Hanser Gardner Publications, 2007. 472 p.
35. Радченко Л. Б. Переробка термопластів методом екструзії : наук. посібник. Київ : ІЗМН, 1999. 220 с.
36. Сівецький В. І., Радченко Л. Б. Основи моделювання і конструювання черв'ячних екструдерів : монографія. Київ : ІВЦ „Видавництво «Політехніка»”, 2002. 152 с.
37. Мікульонок І. О. Обладнання і процеси переробки термопластичних матеріалів з використанням вторинної сировини : монографія. Київ : ІВЦ „Видавництво «Політехніка»”, 2009. 265 с.

38. Основи проєктування одночерв'ячних екструдерів : навч. посіб. / І. О. Мікульонок, О. Л. Сокольський, В. І. Сівецький, Л. Б. Радченко. Київ : НТУУ «КПІ», 2015. 200 с.
39. Проєктування формуючих пристроїв обладнання для переробки пластмас : навч. посіб. / О. Л. Сокольський, В. І. Сівецький, І. О. Мікульонок. Київ : НТУУ «КПІ», 2014. 148 с.
40. Торнер Р. В. Теоретические основы переработки полимеров (механика процессов). Москва : Химия, 1977. 464 с.
41. Раувендааль К. Экструзия полимеров. Санкт-Петербург : Профессия, 2008. 770 с.
42. Rauwendaal C. Polymer Extrusion. Munich : Carl Hanser Verlag GmbH, 2014. 950 p.
43. Сахаров О. С., Сівецький В. І., Сокольський О. Л. Моделирование процесів плавлення та гомогенізації полімерних композицій в черв'ячному устаткуванні : монографія. Київ : ВП «Едельвейс», 2012. 120 с.
44. Об особенностях течения резиновых смесей в цилиндрическом канале / О. М. Яхно, Л. А. Пищенко, Т. С. Степаненко, В. С. Кривошеев // Химическое машиностроение : респ. межвед. научн.-техн. сб. Киев : Техніка, 1978. Вып. 28. С. 25–29.
45. Tadmor Z., Gogos C. G. Principles of polymer processing. A John Wiley & Sons, Inc., 2006. 964 с.
46. Halmos A. L., Pearson J. R. A., Trottnow R. Melting in single screw extruders. Part 3: Solutions for a power law temperature-dependent viscous melt // Polymer. 1978. Vol. 19. № 10. P. 1199–1216.
47. Mathematical modeling of melting of polymers in barrier screw extruders / B. Elbirli, J. T. Lindt, S. R. Gottgetreu, S. M. Baba // Polymer Engineering & Science. 1983. Vol. 23. № 2. P. 86–94.
48. Han C. D., Lee K. Y., Wheeler N. C. Plasticating single-screw extrusion of amorphous polymers: development of a mathematical model and comparison with experiment // Polymer Engineering & Science. 1996. Vol. 36. № 10. P. 1360–1376.
49. Chung C. I., Wang N. Conduction melting of polymer pellets // Polymer Engineering & Science. 1990. Vol. 30. № 19. P. 1200–1204.
50. Huang H. X., Peng Y. C. Theoretical modeling of dispersive melting mechanism of polymers in an extruder // Adv. in polym. technol. 1993. Vol. 12. № 47. P. 343–352.
51. Chung C. I. Extrusion of polymers: theory and practice. Munich : Hanser, 2000. 369 p.
52. Potente H., Pape J. Dispersed solids melting model in single screw extrusion // Plastics – the magical solution: Proc. of the 60th SPE Annual techn. conf. May 5 – 9, 2002. San Francisco : 2002. Vol. 1. P. 380–384.
53. Liu T., Wong A. C., Zhu F. Prediction of screw length required for polymer melting and melting characteristics // Intern. polym. process. 2001. Vol. 16. № 2. P. 113–123.

54. Первадчук В. П., Труфанова Н. М., Янков В. И. Математическая модель плавления полимерных материалов в экструдерах // Хим. волокна. 1984. № 3. С. 51–53.
55. Первадчук В. П., Труфанова П. М., Янков В. И. Математическая модель и численный анализ процессов теплообмена при плавлении полимеров в пластицирующих экструдерах // Инж.-физ. журнал. 1985. Т. 48, № 1. С. 75–80.
56. Kim W. S., Skatschkow W. W., Koschelew J. J. Mischprozesses in den schnecken kanalen von linsehneckenextrudern bei der herstellung von polymermischungen // Plaste und Kautschuk. 1972. Bd. 19. № 2. S. 128–131.
57. Schenkel G. Entwurf und Betrieb von Kunststoff-Schneckenpressen auf Grund einer Qualitätstechnik // Kunststoffe. 1970. Bd. 60. № 1. S. 52–60.
58. Weressowa G. N., Bassow N. I., Kim W. S. Analytische Beschreibung des Mischprozesses in der Umwandlungszone von Einschneckenextrudern // Plaste und Kautschuk. 1975. Bd. 22. № 3. S. 261–264.
59. Мелешко В. В., Краснопольская Т. С. Смешивание вязких жидкостей // Нелинейная динамика. 2005. Т. 1. № 1. С. 69–109.
60. Mohr W. D., Saxton R. L., Jepson C. H. Mixing in Laminar – Flow System // Ind. Eng. Chem. 1957. Vol. 49. № 11. P. 1855–1856.
61. Ким В. С., Скачков В. В. Диспергирование и смешение в процессах производства и переработки пластмасс. Москва : Химия, 1988. 240 с.
62. Martin G. Industrie – Anzeiger // Ausgabe «Kunststoffe – Verarbeitung und Anwendung». Verlag W. Girardet, Essen. 1971. № 12. P. 416–426.
63. Schenkel G. Entwurf und Betrieb von Kunststoff – Schneckenpressen auf Grund einer Qualitätstheorie // Kunststoffe. 1970. Bd. 60. № 1. P. 52–60.
64. Бернхардт Э. Переработка термопластичных материалов : пер. с англ. Москва : Химия, 1962. 746 с.
65. Принципы создания композиционных полимерных материалов / А. А. Берлин, С. А. Вольфсон, В. Г. Ошмян, Н. С. Ениколопов. Москва : Химия, 1990. 240 с.
66. Мелешко В. В., Краснопольская Т. С. Смешивание вязких жидкостей // Нелинейная динамика. 2005. Т. 1. № 1. С. 69–109.
67. Гуль В. Е., Кулезнев В. Н. Структура и механические свойства полимеров. Москва : Высш. шк., 1972. 230 с.
68. Наполнители для полимерных композиционных материалов: Справочное пособие : пер. с англ. / под ред. П. Г. Бабаевского. Москва : Химия, 1981. 736 с.
69. Барштейн Р. С., Кирилович В. И., Носовский Ю. Е. Пластификаторы для полимеров. Москва : Химия, 1982. 200 с.
70. Калининская Т. В., Доброневская С. Г., Аврутина Э. А. Окрашивание полимерных материалов. Ленинград : Химия, 1985. 183 с.
71. Жданов Ю. А. Исследование течения расплавов полимеров в каналах головок червячных машин : автореф. дис. канд. техн. наук. Киев : 1969. 24 с.
72. Моделирование и оптимизация экструзии полимеров / В. В. Скачков, Р. В. Торнер, Ю. В. Стунгур, С. В. Реутов. Ленинград : Химия, 1984. 152 с.

73. Michaeli W. Extrusion dies for plastics and rubber: design and engineering computations. New York : Carl Hanser Verlag, 1992. 340 p.
74. Производство изделий из полимерных материалов : учеб. пособие / В. К. Крыжановский, М. Л. Кербер, В. В. Бурлов, А. Д. Паниматченко. Санкт-Петербург : Профессия, 2004. 464 с.
75. Численные методы исследования течений вязкой жидкости : пер. с англ. / А. Д. Госмен, В. М. Пан, А. К. Ранчел и др. Москва : Мир, 1982. 374 с.
76. Андерсон Д., Таннехилл Дж., Плетчер Р. Вычислительная гидромеханика и теплообмен: В 2-х томах: Т. 2 : пер. с англ. Москва : Мир, 1990. 392 с.
77. Флетчер К. Вычислительные методы в динамике жидкостей : в 2-х томах: Т. 2: пер. с англ. Москва : Мир, 1991. 552 с.
78. Пейре Р., Тейлор Т. Д. Вычислительные методы в задачах механики жидкости / пер. с англ. и ред. Н. Е. Вольцингера, Л. В. Руховца, Б. Е. Шнеерова. Ленинград : Гидрометеиздат, 1986. 424 с.
79. Сідоров Д. Е., Сівецький В. І., Харченко О. М. Числове моделювання процесу течії полімера в каналах змішувача // Наукові вісті Нац. техн. ун-ту України «Київ. політехн. ін-т». 2000. № 1. С. 61–65.
80. Wu Ping-Yao, Huang Lee-May, Liu Ta-Jo. A simple model for heat transfer inside an extrusion die // Polymer Engineering & Science. 1995. Vol. 35. № 21. P. 1781–1784.
81. Chang Yun-Han, Wen Shu-Heng, Liu Ta-Jo. Experimental observation on entrance flow inside extrusion dies // Polymer Engineering & Science. 1996. Vol. 36. № 21. P. 2663–2675.
82. Синюк О. М. Удосконалення прес-форм для лиття деталей взуття / автореф. дис. к. т. н. Київ : 2002. 20 с.
83. Зенкевич О., Морган К. Конечные элементы и аппроксимация : пер. с англ. Москва : Мир, 1986. 318 с.
84. Киричевский В. В. Метод конечных элементов в механике эластомеров. Киев : Наук. думка, 2002. 655 с.
85. Zienkiewicz O. C. The finite element method. New York : McGraw-Hill, 1977. 512 p.
86. Метод конечных элементов в механике твердых тел / под общ. ред. А. С. Сахарова и И. Альтенбаха. Киев : Вища школа, 1982. 480 с.
87. Вайнберг Д. В., Киричевский В. В., Сахаров А. С. Уравнения метода конечных элементов в базисных криволинейных координатах // Сопротивление материалов и теория сооружений. 1972. Вып. 16. С. 125–129.
88. Gordon W. J., Hall S. A. Construction of curvilinear coordinate systems and application to mesh generation // International Journal for Numerical Methods in Engineering. 1973. Vol. 7. P. 461–477.
89. Вайнберг М. М. Вариационные методы исследования нелинейных операторов. Москва : Наука, 1964. 316 с.
90. Васидзу К. Вариационные методы в теории упругости и пластичности. Москва : Мир, 1987. 468 с.
91. Киричевский В. В., Сахаров А. С. Нелинейные задачи термомеханики конструкций из слабосжимаемых эластомеров. Київ : Будівельник, 1992. 216 с.

92. Сахаров О. С., Баженов В. А., Цыхановский В. К. Моментная схема метода конечных элементов в задачах нелинейной механики сплошной среды // Прикладная механика. 2002. Т. 38. № 6. С. 24–63.
93. Yuan Sinh-Lun. A flow model for non-Newtonian liquids inside a slit die // Polymer Engineering & Science. 1995. Vol. 35. № 7. P. 577–586.
94. Скульский О. И. Численное моделирование одночервячных экструдеров // Пластические массы. 1997. № 8. С. 39–44.
95. Литвинов В. Г. Движение нелинейно-вязкой жидкости. Москва : Наука, 1982. 374 с.
96. Zhao J., Mascia L., Nassehi V. Simulation of the rheological behavior of polymer blends by finite element analysis // Advances in Polymer Technology. 1997. Vol. 16. № 3. P. 206–226.
97. Sander R., Pittmann J. Slit die extrusion from a thermal and mechanical perspective // Kautschuk Gummi Kunststoffe. 1995. Vol. 48. № 1. P. 17–21.
98. Розробка скінченноелементної математичної моделі руху неньютонівських слабостисливих та нестисливих рідин / О. С. Сахаров, В. І. Сівецький, О. Л. Сокольський, В. Ю. Щербина // Наукові вісті НТУУ «КПІ». 2004. № 2. С. 56–65.
99. Пристинні ефекти в процесах переробки полімерних матеріалів / В. І. Сівецький, О. С. Сахаров, О. Л. Сокольський, Д. Д. Рябінін. Київ: НТУУ КПІ, 2009. 140 с.
100. Stokes Y. M., Carey G. F. On generalized penalty approaches for slip, free surface and related boundary conditions in viscous flow simulation // International Journal of Numerical Methods for Heat and Fluid Flow. 2010. № 21. P. 668–702.
101. Potente H., Timmermann K., Kurte-Jardin M. Description of the Pressure/Throughput Behavior of a Single-screw Plasticating Unit in Consideration of Wall Slippage Effects for Non-Newtonian Material and 1-D flow // International Polymer Processing Journal of the Polymer Processing Society. 2006. № 21. P. 272–281.
102. Ramamurthy A. Wall slip in viscous fluids and influence of materials of construction // Journal of Rheology. 1986. № 30. P. 337–350.
103. Joshi Y., Denn M. Planar contraction flow with a slip boundary condition // Journal of non-newtonian fluid mechanics. 2003. № 114. P. 185–195.
104. Boundary slip in newtonian liquids: a review of experimental studies / C. Neto, D. Evans, E. Bonaccorso et al. // Reports on Progress in Physics. 2005. № 68. P. 28–59.
105. Pereira G. Effect of variable slip boundary conditions on flows of pressure driven non-newtonian fluids // Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics. 2009. № 157. P. 197–206.
106. On the effect of the wall slip boundary conditon / L. L. Ferrás, J. M. Nóbrega, F. T. Pinho, O. S. Carneiro // Semana da Escola de Engenharia. 2011. № 24. P. 20–29.

107. Hydrodynamic slippage inferred from thin film drainage measurements in a solution of nonadsorbing polymer / R. Horn, O. Vinogradova, M. Mackay, N. Phan-Thien // *The Journal of Chemical Physics*. 2000. № 112. P. 64–88.
108. Inn Y., Wang S. Hydrodynamic slip: Polymer adsorption and desorption at melt/solid interfaces // *Physical review letters*. 1996. № 76. P. 467–470.
109. Barrat J., Bocquet L. Large slip effect at a nonwetting fluid-solid interface // *Physical Review Letters*. 1999. № 82. P. 4671–4674.
110. Пристінні ефекти в процесах течії полімерів у каналах переробного обладнання: монографія / І. І. Івіцький, О. Л. Сокольський, І. О. Мікульонок. Київ : НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», 2016. 136 с.
111. Munstedt H., Schmidt M., Wassner E. Stick and slip phenomena during extrusion of polyethylene melts as investigated by laser-Doppler velocimetry // *Journal of Rheology*. 2000. Vol. 44. P. 413–427.
112. Denn M. M. Extrusion instabilities and wall slip // *Fluid Mechanic*. 2001. № 33. P. 265–287.
113. Ferrás L. L., Nóbrega J. M., Pinho F. T. Analytical solutions for Newtonian and inelastic non-Newtonian flows with wall slip // *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*. 2012. № 175. P. 76–88.
114. Ferrás L. L. *Theoretical and Numerical Studies of Slip Flows*. Minho : Universidade do Minho, 2012. 308 p.
115. Жданов Ю. А., Дубовицкий В. Ф. Пристенные эффекты при течении полиэтилена в цилиндрических каналах // *Химическое машиностроение*, вып. 9. Киев : Техника, 1960. С. 21–27.
116. Жданов Ю. А., Дубовицкий В. Ф. Исследование профиля скоростей при течении расплава полимера в цилиндрических каналах // *Химическое машиностроение*, вып. 8. Киев : Техника, 1968. С. 42–47.
117. Рябинин Д. Д., Жданов Ю. А., Лотоцкий Ю. В. Особенности течения расплава ударопочного полистирола в формующих каналах // *Химическая технология*, 1978. № 4. С. 43–47.
118. Малкин А. Я. Современное состояние реологии полимеров: достижения и проблемы / *Высокомогл. соединения*, 2009. Т. 51. С.106–136.
119. Пошук кривих течії поліетилену високої густини, неінваріантних відносно гідравлічного радіусу каналу / В. І. Сівецький, Д. Д. Рябінін, О. Л. Сокольський, Р. С. Кубрак // *Збірник доповідей науково-практичної конференції «Ресурсоенергоєфективні процеси, технології та обладнання хімічних виробництв і підприємств будівельних матеріалів»*. Київ : Січкап, 2012. С. 95–97.
120. Wall slip of HDPEs: Molecular weight and molecular weight distribution effects / M. Ansari, W. Yong, M. Ashish et al. // *Journal of Rheology*, 2013. № 57. P. 927–948.
121. Визначення ефективної в'язкості удароміцного полістиролу / А. М. Харус, В. І. Сівецький, Д. Д. Рябінін, О. Л. Сокольський // *Збірник доповідей науково-практичної конференції «Ресурсоенергосберігаючі процеси, технології та обладнання хімічних виробництв і підприємств будівельних матеріалів»*. Київ : Січкап, 2010. С. 60–61.

122. Вплив температури розплаву поліетилену низької густини на величини гідравлічних радіусів прямокутних каналів / В. І. Сівецький, Д. Д. Рябінін, О. Л. Сокольський О. С. Резаненко // Вісник національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Хімічна інженерія, екологія та ресурсозбереження, 2010. № 2. С. 51–54.

123. Пошук кривої течії поліетилену низької густини для каналу 4 мм × 32 мм / В. І. Сівецький, Д. Д. Рябінін, О. Л. Сокольський та ін. // Восточно-Европейский журнал передовых технологий, 2011. № 4/5 (52). С. 21–23.

124. Жданов Ю. А., Иванова Л. А., Рябинин Д. Д. Метод определения скорости скольжения и истинной кривой течения полимеров по неинвариантным реологическим характеристикам // Химическое машиностроение, вып. 18. Киев : Техника, 1973. С. 50–57.

125. Определение коэффициента трения при течении неньютоновских жидкостей в круглых цилиндрических каналах / О. М. Яхно, Д. Д. Рябинин, Н. П. Тонконог, А. М. Головка // Сб. «Гидромеханика». Киев : Наукова думка», 1985. № 51. С. 55–61.

126. Кривко С. А., Беспалов А. А., Рябінін Д. Д. Про визначення реологічних характеристик поліетилену високої густини з урахуванням пристінних ефектів // Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». 2009. № 55. С. 181–185.

127. Сівецький В. І., Сокольський О. Л., Рябінін Д. Д. Вплив ефективного ковзання на параметри потоку неньютонівської рідини // Збірник праць Х наук.-техн. конф. «Промислова гідравліка і пневматика». Вип.5 (23). Львів : 2009. С. 46–51.

128. Wall slip and shear stresses of polymer melts at high shear rates without pressure and viscous heating effects / K. Awati, Y. Park, E. Weisser, M. Mackay // Journal of non-newtonian fluid mechanics. 2000. № 89. P. 117–131.

129. Navier C. L. Memoire sur les lois du mouvement des fluids // Mémoires de l'Académie royale des sciences de l'Institut de France. 1827. № 6. P. 389–440.

130. Le Roux C., Tani A. Steady solutions of the Navier-Stokes equations with threshold slip boundary conditions // Mathematical Methods in the Applied Sciences. 2007. № 30. P. 595–624.

131. Matthews M. T., Hill J. M. Newtonian flow with nonlinear Navier boundary condition // Acta Mechanica. 2007. № 191. P. 195–217.

132. John V. Slip with friction and penetration with resistance boundary conditions for the navier-stokes equations: numerical tests and aspects of the implementation // Journal of Computational and Applied Mathematics. 2002. № 147. P. 287–300.

133. Exact solutions for flows of an Oldroyd 8-constant fluid with nonlinear slip conditions / R. Ellahi, T. Hayat, F. M. Mahomed, A. Zeeshan // Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation. 2009. № 15. P. 322–330.

134. Schowalter W. R. The behavior of complex fluids at solid boundaries // Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics. 1988. № 29. P. 25–36.

135. Hatzikiriakos S. G. A slip model for linear polymers based on adhesive failure // International Polymer Processing. 1993. № 8. P. 135–142.

136. Hatzikiriakos S. G. Wall Slip of Molten Polymers // *Progress in Polymer Science*. 2012. № 37. P. 624–643.
137. ANSYS Polyflow User's Guide. Canonsburg : ANSYS, Inc., 2013. 790 p.
138. Яхно О. М. Гідравліка неньютонівських рідин : навч. посіб. Київ : Вища школа, 1995. 199 с.
139. Xue S. C., Phan-Thien N., Tanner R. I. Three dimensional numerical simulations of viscoelastic flows through planar contractions // *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*. 1998. Vol. 74. P. 129–245.
140. Tanner R. I. Phan-Thien N., Huang X. Two and three-dimensional finite volume methods for flows of viscoelastic fluids. Seville, Spain. : Proc. 4th Eur. Cong. Rheology. 1994. P. 362–364.
141. Baracos G., Mitsoulis E. Non-isothermal viscoelastic simulations of extrusion through dies and prediction of the bending phenomenon // *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*. 1996. Vol. 62. P. 55–79.
142. Bird R. B., Armstrong R. S., Hassager O. Dynamics of polymer liquids // *Fluid mechanics*. 1987. Vol. 1. P. 649–654.
143. Kostic M. M., Reifschneider L. G. Design of Extrusion Dies // *Encyclopedia of Chemical Processing*. 2006. P. 633–649.
144. Кузьяев И. М., Свидерский В. А., Петухов А. Д. Моделирование экструзии и экструдеров при переработке полимеров. Киев : Политехника, 2016. 412 с.
145. Шишлянников В. В., Аристова Ю. В. К вопросу оптимального теплового процесса при переработке полимеров // *Известия Волгоградского государственного технического университета : межвуз. сб. науч. ст. № 1 (154) (Сер. «Реология, процессы и аппараты химической технологии ; вып. 8)*. 2015. С. 52–54.
146. Talay Akyildiz F., Bellout H. Viscoelastic lubrication with Phan-Tien-Tanner fluid (PTT) // *ASME Journal of Tribology*. 2004. Vol. 126 (2). P. 288–291.
147. Cruz D. O. A., Pinho F. T. Analysis of isothermal flow of a Phan-Thien-Tanner fluid in a simplified model of a single-screw extruder // *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*. 2012. Vol. 167–168. P. 95–105.
148. Modeling and simulation of three-dimensional planar contraction flow of viscoelastic fluids with PTT, Giesekus and FENE-P constitutive models / Yue Mua, Guoqun Zhao, Xianghong Wua, Jiqiang Zhai // *Applied Mathematics and Computation*. 2012. Vol. 218. P. 8429–8443.
149. McLeish T. C., Larson R. C. Molecular constitutive equations for a class of branched polymers. The pom-pom polymer // *Journal of Rheology*. 1998. Vol. 42(1). P. 82–112.
150. Clemeur N., Rutgers R., Debbaut B. On the evaluation of some differential formulations for the pom-pom constitutive model // *Rheologica Acta*. 2003. Vol. 42 (1). P. 217–231.
151. Leonov A. I., Prokunin A. N. // *Nonlinear Phenomena in Flows of Viscoelastic Polymer Fluids*. London : Chapman and Hall, 1994. 475 p.

152. Shiojima T., Shimazaki Y. Three-dimensional finite element method for extrudate swells of a Maxwell fluid // *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*. 1990. № 34. P. 269–288.
153. Седов Л. И. Механика сплошной среды. Москва : Наука, т.1, 1970. 492 с.
154. Седов Л. И. Механика сплошной среды. Москва : Наука, т.2, 1970. 568 с.
155. Моделювання задач гідропружності в процесах формування полімерних виробів : монографія / О. С. Сахаров, В. І. Сівецький, О. Л. Сокольський, І. О. Мікульонок. Київ : НТУУ "КПІ", 2009. 106 с.
156. Особливості реологічної поведінки полімерів / В. І. Сівецький, Д. Д. Рябінін, О. Л. Сокольський та ін. // *Вісник НТУУ «КПІ». Серія «Хімічна інженерія, екологія та ресурсозбереження»*. 2010. №1. С. 17–20.
157. Теплофизические и реологические характеристики полимеров : справочник / В. А. Пахаренко, В. П. Привалко, Е. Ф. Петрушенко и др. ; под ред. Ю. С. Липатова. Киев : Наукова думка, 1977. 244 с.
158. Ivitskiy I. I., Sokolskii A. L., Mikulionok I. O. Influence of a lubricant on the flow parameters of a molten polymeric material in channels of forming devices // *Chemical and Petroleum Engineering*. May 2017. Vol. 53. Nos. 1–2. P. 84–88. DOI 10.1007/s10556-017-0299-5.
159. Числове моделювання впливу пристінного шару на процес течії полімеру в переробному обладнанні / О. Л. Сокольський, І. І. Івіцький, В. І. Сівецький, І. О. Мікульонок // *Хімічна промисловість України*. 2013. № 6 (119). С. 34–37.
160. Визначення в'язкості пристінного шару у формуючих каналах обладнання для переробки полімерів / О. Л. Сокольський, І. І. Івіцький, В. І. Сівецький, І. О. Мікульонок // *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*. 2014. № 2. С. 66–69.
161. Gramann P. J. Evaluating mixing of polymers in complex systems using the boundary integral method. Ph.D. thesis. 1995. University of Wisconsin-Madison. 168 p.
162. Patent U.S. 3006029. МПК В29С 48/59. Extruder mixing screw / Saxton R.L. № 773746. Application date 13.11.1958. Publication date 31.10.1961.
163. Patent U.S. 3486192. МПК В29С 48/56. Apparatus for extrusion of thermoplastics / LeRoy G. № 625706 U.S. Application date 24.03.1967. Publication date 20.12.1969.
164. Rauwendaal C. J. Understanding Extrusion. Munich : Hanser, 1998. 264 p.
165. Patent U.S. 6136246. МПК В29С 47/64. Screw extruder with improved dispersive mixing elements / Rauwendaal C. J., Gramann P. J., Davis B. A., Osswald T. A. № 09/241822. Application date 1.02.1999. Publication date 24.10.2000.
166. Patent U.S. 5932159. МПК В29С 47/58. Screw extruder with improved dispersive mixing / Rauwendaal C. J. № 08/966,272. Application date 7.11.1997. Publication date 3.08.1999.

167. Сивецкий В. И. Исследование процессов диспергирующего смешения термопластичных композиций на дисковом экструдере : автореф. дисс. канд... техн. наук. 05.17.06. Москва : НИИПМ, 1979. 24 с.
168. Пахаренко В. А., Зверлин В. Г., Кириенко Е. М. Наполненные термопласты. Киев : Техніка, 1986. 182 с.
169. Об особенностях течения резиновых смесей в цилиндрическом канале / О. М. Яхно, Л. А. Пищенко, Т. С. Степаненко, В. С. Кривошеев // «Химическое машиностроение». 1978. вып 28. С 25–29.
170. Polymer-Chemie GmbH. url : <http://www.polymer-chemie.de/produkteanwendungen/hart-pvc-granulate> (дата звернення 30.03.2019).
171. Сокольський О. Л., Романченко М. А., Коваленко К. Г. Дослідження ефекту розбухання при екструзійному формуванні полімерних профілів // Вісник Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут». Нові рішення в сучасних технологіях. 2013. № 26 (999). С. 84–88.
172. Коваленко К. Г., Сивецкий В. И., Сокольский А. Л. Проектирование экструзионного формующего инструмента для пластикового профиля с помощью программы AnsysPolyflow // Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2013. № 10. С. 25–27.
173. Design of an Extrusion Die for Plastic Profiles / K. G. Kovalenko, V. I. Sivetskii, A. L. Sokol'skii et al. // Chemical and Petroleum Engineering. January 2014. Vol. 49, Issue 9. P. 675–678.
174. Методика розв'язання зворотної задачі екструзійного формування термопластів / К. Г. Коваленко, В. І. Сивецкий, О. Л. Сокольський, І. О. Мікульонок // Обработка материалов давлением. 2013. № 4(37). С. 177–183.
175. Моделирование процесса течения расплава полимера при выходе из формующего инструмента экструдера / К. Г. Коваленко, А. Е. Колосов, В. И. Сивецкий и др. // Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2013. № 12. С. 15–19.
176. Al-Baali M. Descent Property and Global Convergence of the Fletcher-Reeves Method with Inexact Line Search // Journal of Numerical Analysis. 1985. Vol. 5. P. 121–124.
177. Realization of the reverse problem of geometrical modeling in designing of die heads for the production of polymer products / A. L. Sokolskii, K. G. Kovalenko, V. I. Sivetskii, E. P. Kolosova // Voprosy khimii i khimicheskoi tekhnologii. 2018. No. 2. P. 109–114.
178. Выявление и устранение проблем экструзии / К. Раувендааль, М. Пилар, Е. Норьегга, Х. Харрис ; пер. с англ. под ред. В. П. Володина. Санкт-Петербург : Профессия, 2008. 328 с.
179. Павлов К. Ф., Романков П. Г., Носков А. А. Примеры и задачи по курсу процессов и аппаратов химической технологии. Ленинград : Химия, 1987. 576 с.
180. Вознюк В. Т., Микуленок И. О., Петухов А. Д. Исследование двустороннего охлаждения экструдированных гладких полимерных труб.

Часть 1. Охлаждение труб малого диаметра // Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2012. № 11. С. 8–11.

181. Вознюк В. Т., Микуленок И. О., Петухов А. Д. Исследование двустороннего охлаждения экструдированных гладких полимерных труб. Часть 2. Охлаждение труб большого диаметра // Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2012. № 12. С. 37–39.

182. Калинин Э. Л., Саковцева М. Б. Свойства и переработка термопластов : справ. посо. Ленинград : Химия, 1983. 288 с.

183. Переработка пластмасс : справ. пособ. / под ред. В. А. Брагинского Ленинград : Химия, 1985. 296 с.

184. Готовко Н., Швабауер В. Анализ работы современного одношнекового экструдера // Полимерные трубы. 2008. № 4(9). С. 33–36.

185. Остаточные напряжения, обусловленные кристаллизацией расплава полимера / А. Я. Малкин, В. П. Бегишев, И. Н. Шардаков и др. // Высокомолекулярные соединения. 1987. Том (А) XXIX. № 9. С. 1992–1998.

186. Зиннатуллина Р. Р., Труфанова Н. М. Численное моделирование технических напряжений при изготовлении пластмассовой изоляции провода // Вычислительная механика сплошных сред. 2009. Т. 2. № 1. С. 38–53.

187. Моделювання охолодження проводів і кабелів / Л. Г. Воронін, І. О. Мікульонок, Л. Б. Радченко, Л. І. Ружинська // Наукові вісті НТУУ «КПІ». 2005. № 6. С. 32–39.

188. Микулёнок И. О. Комбинированное водно-воздушное охлаждение электрических проводов во время их изготовления методом экструзии // Пластические массы. 2012. № 10. С. 51–54.

189. Охлаждение полимерных труб в процессе их производства методом экструзии / В. Т. Бисеров, И. В. Гвоздев, М. И. Гориловский, В. А. Швабауэр // Полимерные трубы. 2008. № 1. С. 18–20.

190. Микулёнок И. О. Моделирование процессов термической обработки непрерывно формуемых изделий // Химическая промышленность. 2012. Т. 89, № 3. С. 118–128.

191. Мікульонок І. О., Сокольський О. Л., Соколенко В. В. Інтенсифікація охолодження накладеної на жили кабельних виробів полімерної або гумової ізоляції // Вісник НТУУ «КПІ». Серія «Хімічна інженерія, екологія та ресурсозбереження». 2014. № 2 (13). С. 28–36.

192. Мікульонок І. О., Сокольський О. Л., Соколенко В. В. Полімерна ізоляція кабельних виробів. Напрями забезпечення якості // Хімічна промисловість України. 2015. № 2(127). С. 7–15.

193. Вознюк В. Т., Мікульонок І. О. Інтенсифікація процесу виготовлення екструдованих полімерних труб : моногр. Київ : НТУУ «КПІ», 2012. 144 с.

194. Крутась І. О., Мікульонок І. О. Дослідження термомеханічного стану охолоджуваних полімерних труб // Вісник НТУУ «КПІ». Серія «Хімічна інженерія, екологія та ресурсозбереження». 2013. № 1(11). С. 35–41.

195. Микаэли В. Экструзионные головки для пластмасс и резины: Конструкции и технические расчеты / пер. с англ.; под ред В. П. Володина. Санкт-Петербург : Профессия, 2007. 472 с.

196. Григорьян А. Г., Дикерман Д. Н., Пешков И. Б. Производство кабелей и проводов с применением пластмасс и резин. Москва : Энергоатомиздат, 1992. 304 с.
197. Ковригин Л. А., Труфанова Н. М. Автоматизированное управление процессом экструзии полимеров. Екатеринбург : НИСО УрО РАН, 2002. 98 с.
198. Биргер И. А. Остаточные напряжения. Москва : Машгиз, 1963. 232 с.
199. Володин В. П. Экструзия профильных изделий из термопластив. Санкт-Петербург : Профессия, 2005. 480 с.
200. Зиннатуллин Р. Р., Труфанова Н. М. Численное моделирование технологических напряжений при изготовлении пластмассовой изоляции провода // Вычислительная механика сплошных сред. 2009. Т. 2, № 1. С. 38–53.
201. Основы научных исследований : учеб. для техн. вузов / В. И. Крутов, И. М. Грушко, В. В. Попов и др. ; под ред. В. И. Крутова, В. В. Попова. Москва : Высш. шк., 1989. 400 с.
202. Кафаров В. В. Методы кибернетики в химии и химической технологии / Москва : Химия, 1971. 496 с.
203. Адлер Ю. П., Макаров Е. В., Грановский Ю. В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. 2-е изд. доп., перераб. Москва : Химия, 1976. 280 с.
204. Ахназарова С. Л., Кафаров В. В. Методы оптимизации эксперимента в химической технологии: учеб. пособ. 2-е изд. доп., перераб. Москва : Высш. шк., 1985. 327 с.
205. Guillet Serial M. Quantitative evaluation of extrudate swell from viscoelastic properties of polystyrene // Rheological Acta. 1991. N 30. P. 540–548.

ЗМІСТ

| | |
|---|----|
| Вступ..... | 3 |
| Перелік умовних позначень, символів і скорочень | 5 |
| 1. Тенденції розвитку процесів та обладнання екструзійного перероблення термопластичних матеріалів | 6 |
| 1.1. Використання термопластичних полімерів і пластмас | 6 |
| 1.2. Класифікація термопластичних матеріалів та їхні основні технологічні властивості | 9 |
| 1.2.1. Класифікація термопластичних матеріалів | 9 |
| 1.2.2. Технологічні властивості термопластичних матеріалів..... | 12 |
| 1.3. Аналіз екструзійних методів перероблення термопластичних матеріалів та обладнання для їх реалізації..... | 20 |
| 1.4. Аналіз моделювання процесів та обладнання екструзійного перероблення термопластичних матеріалів | 27 |
| 1.4.1. Живлення екструдера гранульованим термопластичним матеріалом..... | 27 |
| 1.4.2. Плавлення гранульованих термопластичних матеріалів у черв'ячному каналі..... | 30 |
| 1.4.3. Змішування розплавів полімерів | 34 |
| 1.4.4. Формування виробів | 38 |
| 1.4.5. Постформувальне оброблення зекстурованих виробів..... | 44 |
| 1.5. Висновки до розділу 1 і завдання досліджень | 44 |
| 2. Загальні засади моделювання екструзійних ліній для перероблення термопластичних матеріалів | 47 |
| 2.1. Узагальнена математична модель течії термопластичних матеріалів..... | 47 |
| 2.2. Узагальнена математична модель течії багатокомпонентних середовищ | 49 |
| 2.2.1. Загальні відомості | 49 |
| 2.2.2. Рівняння збереження..... | 51 |
| 2.2.3. Рівняння стану..... | 60 |
| 2.3. Математична модель процесу живлення термопластичних матеріалів ... | 63 |
| 2.4. Фізична та математична моделі процесу плавлення термопластичних матеріалів | 65 |
| 2.4.1. Фізична модель плавлення..... | 65 |
| 2.4.2. Математична модель стаціонарних процесів плавлення | 67 |
| 2.4.3. Математична модель для двофазної суміші..... | 68 |
| 2.5. Математична модель процесу змішування термопластичних матеріалів | 72 |
| 2.6. Математична модель гомогенізації розплавів полімерів..... | 73 |
| 2.7. Основні засади моделювання процесів формування..... | 75 |
| 2.8. Висновки до розділу 2 | 88 |
| 3. Моделювання черв'ячних екструдерів | 90 |
| 3.1. Моделювання процесу живлення черв'ячного екструдера гранульованим матеріалом | 90 |
| 3.2. Моделювання процесу плавлення термопластичних матеріалів | 96 |

| | |
|--|-----|
| 3.2.1. Перевірка адекватності математичної моделі плавлення | 96 |
| 3.2.2. Моделювання процесу плавлення полімеру. | 102 |
| 3.3. Результати моделювання процесу температурної гомогенізації в бар'єрному змішувачі | 121 |
| 3.4. Моделювання процесів змішування..... | 141 |
| 3.4.1. Моделювання розподілу концентрації барвника в коаксіальному зазорі динамічних змішувачів..... | 141 |
| 3.4.2. Аналіз результатів числових експериментів процесів змішування розплавів полімерів з барвниками в коаксіальному зазорі з радіальними бар'єрами..... | 147 |
| 3.5. Аналіз результатів числових експериментів розподілу диспергованого матеріалу в дисперсійному середовищі в коаксіальному зазорі..... | 156 |
| 3.5.1. Аналіз результатів тестової задачі | 156 |
| 3.5.2. Дослідження процесу змішування двох полімерів у коаксіальному зазорі з різними величинами обертових швидкостей..... | 158 |
| 3.5.3. Дослідження процесу змішування двох полімерів у коаксіальному зазорі з різними обертовими циліндрами | 161 |
| 3.6. Аналіз результатів числових експериментів з дослідження розподілу концентрації диспергованого полімерного матеріалу в дисперсійному середовищі в черв'ячному каналі | 165 |
| 3.7. Висновки до розділу 3 | 170 |
| 4. Моделювання формувальних пристроїв..... | 172 |
| 4.1. Класифікація формувальних пристроїв черв'ячних екструдерів..... | 172 |
| 4.2. Моделювання формувальних пристроїв з урахуванням пружності конструктивних елементів обладнання | 173 |
| 4.2.1. Моделювання процесу формування в міжвалковому зазорі черв'ячно-валкового агрегату | 173 |
| 4.2.2. Зв'язане моделювання процесу формування в плоскоциліндрній головці | 178 |
| 4.3. Висновки до розділу 4 | 181 |
| 5. Моделювання постекструзійних обладнання та процесів | 182 |
| 5.1. Моделювання формувальних пристроїв черв'ячних екструдерів з урахуванням в'язкопружних властивостей полімерних матеріалів ... | 182 |
| 5.1.1. Моделювання стану полімеру з урахуванням в'язкопружних властивостей | 182 |
| 5.1.2. Течія крізь кільцевий циліндричний канал | 185 |
| 5.1.3. Течія крізь формувальний канал круглого поперечного перерізу... .. | 186 |
| 5.1.4. Течія крізь формувальний канал прямокутного поперечного перерізу..... | 186 |
| 5.1.5. Моделювання течії розплаву крізь формувальний канал порожнього квадратного поперечного перерізу | 188 |
| 5.1.6. Моделювання течії розплаву через формувальний канал промислової головки..... | 189 |

| | |
|--|-----|
| 5.1.7. Зворотне проєктування каналів екструзійної головки..... | 191 |
| 5.2. Моделювання напружено-деформованого стану зекстурованих полімерних труб..... | 193 |
| 5.2.1. Фізична модель процесу..... | 193 |
| 5.2.2. Вплив процесу охолодження на ефективність процесу та якість труби | 194 |
| 5.3. Моделювання процесу охолодження зекстурованих кабельних виробів..... | 199 |
| 5.3.1. Процеси та обладнання для накладання полімерної ізоляції на металеве осердя | 199 |
| 5.3.2. Охолодження полімерної ізоляції кабельного виробу..... | 200 |
| 5.3.3. Вплив параметрів охолодження на якість полімерної ізоляції..... | 201 |
| 5.3.4. Математична модель процесу охолодження полімерної ізоляції.... | 204 |
| 5.3.5. Розподіл температури в охолоджуваному кабельному виробі | 206 |
| 5.3.6. Аналіз результатів числового експерименту теплової задачі | 215 |
| 5.3.7. Результати числового моделювання напружень..... | 217 |
| 5.4. Висновки до розділу 5 | 219 |
| 6. Експериментальні дослідження процесів плавлення та формування..... | 222 |
| 6.1. Експериментальні дослідження процесу плавлення гранульованих термопластів у пристрої типу «конус–площина»..... | 222 |
| 6.2. Дослідження процесу плавлення термопластів у черв'ячному каналі... | 225 |
| 6.3. Експериментальна установка та методика дослідження параметрів реологічної моделі ФТТ | 227 |
| 6.4. Висновки до розділу 6 | 231 |
| Загальні висновки..... | 232 |
| Перелік посилань..... | 234 |

Наукове видання

Сокольський Олександр Леонідович
Мікульонок Ігор Олегович

**МОДЕЛЮВАННЯ
ОБЛАДНАННЯ І ПРОЦЕСІВ
ПЕРЕРОБЛЕННЯ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ
МЕТОДОМ ЕКСТРУЗІЇ**

Монографія

В авторській редакції