

<https://doi.org/10.15407/ufm.21.03.363>

О.П. ЧЕЙЛЯХ*, Я.О. ЧЕЙЛЯХ

Державний вищий навчальний заклад
«Приазовський державний технічний університет»,
87555 Маріуполь, вул. Університетська, 7, Україна

* cheilyakh_o_p@pstu.edu, aleksandr.cheilyakh@gmail.com

РЕАЛІЗАЦІЯ ФІЗИЧНИХ ЕФЕКТІВ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ІНТЕЛЕКТУАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ ЗАДЛЯ ФОРМУВАННЯ ЇХНІХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

Узагальнено закономірності реалізації фізичних явищ і фазово-структурних перетворень, що розвиваються при експлуатації інтелектуальних матеріалів різної фізичної природи, складу та функціонального застосування, які забезпечують формування їхніх фізико-механічних і експлуатаційних властивостей. Запропоновано класифікаційну схему фізико-хімічних явищ, що охоплює фазові та структурні перетворення в металевих стопах, атомно-наноструктурні, електричні, магнетні, механічні, оптичні, хімічні та біохімічні явища, на яких засноване формування властивостей інтелектуальних матеріалів (металевих і неметалевих, твердих і рідких) у процесі їх експлуатації. Сформульовано основні ознаки цих явищ і перетворень, які зумовлюють одержання очікуваного позитивного ефекту, який проявляється у виникненні або поліпшенні окремих властивостей або їх комплексу. Виконано оглядовий аналіз різних за фізичною природою та функціональним призначенням груп інтелектуальних матеріалів, фізичних явищ, перетворень і ефектів, що реалізуються в них в процесі експлуатації та приводять до формування зумовлених властивостей. Розглянуто особливості інтелектуальних матеріалів різноманітної фізичної природи та явища (перетворення), що реалізуються в них при експлуатації. Запропоновано моделі фазово-структурної еволюції традиційних (стабільних) та інтелектуальних (метастабільних) матеріалів, що самоорганізуються в процесі експлуатації завдяки реалізації фізичних явищ, перетворень і ефектів протягом їхнього життєвого циклу. Показано необхідність управління цими процесами задля формування поліпшених властивостей, стійкого та тривалого їхнього життєвого циклу. На основі проведеного аналізу й оглядового узагальнення сформульовано принципи проектування інтелектуальних (метастабільних) матеріалів, що мають унікальні властивості.

Ключові слова: інтелектуальні матеріали, метастабільність, фізичні явища, позитивний ефект, поліпшені властивості.

Citation: O.P. Cheiliakh and Ya.O. Cheiliakh, Implementation of Physical Effects in the Operation of Smart Materials to Form Their Properties, *Progress in Physics of Metals*, **21**, No. 3: 363–463 (2020) (in Ukrainian)

1. Вступ

Багато наукових підходів і положень з проектування нових матеріалів і технологій управління їхніми властивостями ґрунтуються на традиційній концепції формування експлуатаційних властивостей одержанням заданих складу та структури матеріалів зазвичай на стадії виготовлення й оброблянь, тобто до початку експлуатації виробів. При цьому в багатьох випадках еволюція фазово-структурного стану матеріалу під дією експлуатаційного середовища, що реально відбувається та змінює одержані при обробленнях властивості, зазвичай не враховується, а часом й ігнорується. В результаті довговічність виробів в більшості випадків визначається тривалістю опору матеріалу неминучій деградації, створеної обробленнями структури під впливом умов експлуатації (напруження та деформації, температура, трибологічні фактори, корозійно-активне середовище, випромінення тощо). Це, безумовно, необхідно враховувати для матеріалів, що працюють за екстремальних умов.

У цьому традиційному підході основний принцип матеріалознавства як науки, «що вивчає взаємозв'язки між складом, структурою та властивостями матеріалів», представляється дещо не точним і застарілим. У ньому не простежується вплив і врахування можливих змін структури, а, відповідно, і взаємозв'язку з властивостями, що змінюються під дією експлуатаційного середовища, що вимагає його уточнення.

Тим часом, адекватний прогнозований облік і програмоване використання зазначених еволюційних змін не лише в процесі оброблянь, а й, що найбільш важливо, в умовах експлуатації, уможливорює створення «розумних», «наукомістких», «інтелектуальних» матеріалів нового покоління з поліпшеними, часом унікальними, властивостями.

2. Загальні положення

До «інтелектуальних» матеріалів (smart materials) відносять такі, що володіють здатністю реагувати на зміни свого стану і адаптуватися до умов експлуатації [1]. Ці матеріали здатні контрольованим чином змінювати свої властивості у відповідь на зміну навколишнього середовища. При цьому основною особливістю всіх видів інтелектуальних матеріалів є їх здатність перетворювати один вид енергії в інший [2], і цим перетворенням енергії можна та потрібно керувати [3]. Інтелектуальний матеріал повинен реагувати на зовнішній вплив контрольованим чином, що задається в процесі виготовлення й оброблянь [4].

За визначенням [5] інтелектуальні матеріали (ІМ) становлять клас різних за хімічним складом й агрегатним станом матеріалів, яких об'єднує проявлення однієї або декількох фізико-хімічних ха-

рактистик, що значно змінюються (оборотно або необоротно) під впливом зовнішніх впливів: тиску, температури, вологості, рН середовища, електричного або магнетного полів тощо.

Останнім часом активно розвивається новий науковий напрям в створенні новітніх матеріалів (у тому числі й наноматеріалів), які використовують різноманітні фізико-хімічні явища та ефекти, що реалізуються безпосередньо в процесі їх експлуатації [1–5], які неможливо одержати традиційним шляхом за інших умов. Тим часом, у більшості відомих робіт наводиться лише огляд ІМ, без виявлення загальних закономірностей і положень у зміні їх будови та формування унікальних властивостей. До того ж, до відомих ІМ на металевій основі зазвичай відносять лише стопи з ефектом «пам'яті форми» [4, 6] і, на жаль, не розглядаються, наприклад, метастабільні стопи з деформаційними фазовими (наприклад, мартенситними) або структурними перетвореннями [7–13], а також інші металеві та неметалеві матеріали з іншими ефектами.

У цьому сенсі інтелектуальні (метастабільні) металеві матеріали і стопи з пам'яттю форми на атомно-молекулярному рівні представляються інтелектуальними структурами. Їх здатність на автономну відповідь при зовнішньому впливі є проявом їх внутрішньої метастабільної структури та властивостей. Тому вони задовольняють даним вище визначенням ІМ, хоча діапазон їх функціональних можливостей, на думку авторів роботи [4], відносно обмежений заданим (складом і обробленнями) ступенем метастабільності або чутливістю до реалізації обумовлених фазово-структурних перетворень. Втім різнофункціональність і сфера використання деформаційної фазової та структурної метастабільності стопів з метастабільним аустенітом досить широка, що буде показано нижче, і робить їх дуже привабливими ІМ і перспективними для різноманітних галузей науки та техніки. Йдеться про формування та суттєве поліпшення механічних, експлуатаційних, фізико-хімічних, специфічних, технологічних властивостей, а за необхідності й їх комплексу в інтелектуальних метастабільних металевих матеріалах. Одне із завдань цієї роботи — заповнити вказану вище прогалину незаслуженого, на наш погляд, ігнорування інтелектуальних можливостей стопів, що містять метастабільний аустеніт, і не зарахування їх до розряду ІМ.

У літературі слід розрізняти такі поняття, як інтелектуальні об'єкти: структури, матеріали, пристрої та механізми. Часто в літературі їх змішують, за аналогією збудженого фізичного явища або ефекту і, відповідно, одержуваного результату. Проте, в пристроях і механізмах цей ефект можуть давати не один, а декілька об'єднаних матеріалів, їх використання та взаємодія.

У даній роботі на основі міждисциплінарного підходу розглядаються і аналізуються виключно ІМ різного походження, фізичної при-

роди, будови (метали, стопи, природні кристали, композиційні матеріали, полімери тощо) і агрегатного стану (тверді, рідкі, піноподібні тощо). Вони засновані на реалізації різних за своєю природою фізико-хімічних ефектів і явищ в процесі їх експлуатації, і, як результат, прояві різних (часом унікальних) властивостей або їх комплексу.

Для проектування конструкційних матеріалів нового покоління і зміцнювальній технологій нами пропонується принципово новий підхід [7]. Основний наголос у підвищенні робочого ресурсу виробів у ньому робиться не на збереження заданої структури і властивостей, одержаних у результаті оброблянь (як це було загально прийнято), а на поліпшення їх характеристик, або появу абсолютно нових властивостей безпосередньо в процесі експлуатації (або випробувань властивостей) під дією самого експлуатаційного середовища, завдяки ефектам їх самоорганізації та самоадаптації.

Задля цього створені ІМ нового покоління, що самоорганізуються в період експлуатації, повинні бути в метастабільному стані, який під впливом зовнішнього експлуатаційного середовища обумовлює прогнозований перехід в інший, більш стійкий стан, що супроводжується виникненням позитивного ефекту. Причому, цей фазовий або структурний перехід повинен бути кінетично керованим для того, щоб забезпечити обумовлений і заданий позитивний ефект поліпшення окремих властивостей або їх комплексу, тобто по суті він є процесом фазово-структурної самоорганізації та самоадаптації ІМ до умов експлуатації. Цей критерій сформульовано для інтелектуальних матеріалів в роботі [4], згідно з яким ІМ повинен адекватно реагувати на зовнішній вплив контрольованим чином, що задається в процесі виготовлення й оброблення виробу.

На основі накопиченого за більш ніж 40 років теоретичного і експериментального досвіду створення метастабільних матеріалів різного функціонального застосування, способів і технологій управління їх властивостями, в даній роботі зроблено спробу узагальнення і поширення зазначеного підходу для аналізу використання ІМ різної природи, заснованих на різноманітних фізичних явищах і ефектах.

Завдання створення таких «наукомістких» або «інтелектуальних» матеріалів, здатних до самоорганізації в процесі експлуатації — надзвичайно складне. Однак його вирішення уможливить створення матеріалів нового покоління з унікальними властивостями й альтернативними комбінаціями аномально високих характеристик, які неможливо одержати традиційними підходами та технологіями.

В основу створення ІМ нового покоління нами покладено ідею використання будь-якого фізичного явища (ефекту) та цілеспрямовано прогнозованого (спочатку керованого) його перебігу при реалізації переходу з одного метастабільного стану в інший, більш стабільний

безпосередньо в процесі випробувань і експлуатації під дією самого експлуатаційного (або випробувального) середовища.

Серед відомих прикладів використання таких фізичних явищ можна назвати фазові (поліморфні), мікро- та наноструктурні перетворення в метастабільних стопах і стопах з пам'яттю форми, електричні, магнетні, оптичні, механічні, хімічні, біохімічні явища та ефекти тощо. Багато в чому ці фізичні явища викликають певні оборотні чи необоротні спрямовані зміни в будові речовини в процесі експлуатації, що обумовлює позитивний ефект поліпшення властивостей або виникнення нових властивостей.

Можливість і ефективність реалізації закладеного в речовині фізичного явища обумовлено особливостями його природи і будови. До них можна віднести атомно-структурний стан матеріалу, типи та природу міжмолекулярних, внутрішньо молекулярних і міжатомних зв'язків, будову атома, поліморфізм, електричні, магнетні, оптичні, біохімічні та інші явища і їх особливості.

Метою цієї роботи є аналіз, виявлення та узагальнення характерних ознак інтелектуальних матеріалів, заснованих на різних фізико-хімічних явищах, ефектах і перетвореннях, а також встановлення загальних закономірностей взаємодії матеріал–експлуатаційне середовище у формуванні їх властивостей під його впливом.

3. Основні терміни та поняття

Для аналізу і систематизації використання в ІМ різних за своєю природою фізичних явищ в період експлуатації сформульовано наступні основні терміни і поняття.

Інтелектуальними (в тому числі метастабільними) матеріалами, здатними до самоорганізації при експлуатації, слід вважати матеріали, як відносно стійкі системи, здатні під впливом зовнішніх ініціюючих факторів експлуатаційного середовища переходити в інший, більш стійкий стан з меншою енергією, завдяки самоорганізації структури внаслідок реалізації певного фізичного явища, що обумовлює позитивний ефект. Слід зазначити, що фізичні явища в матеріалі в процесі експлуатації можуть бути зворотними і незворотними.

ІМ з достатнім ступенем вірогідності можна вважати такими матеріалами (дисипативними структурами), що самоорганізуються при експлуатації згідно з основними положеннями теорії І.Р. Пригожина [8], здатними до фазово-структурної самоорганізації в нерівноважних умовах здійснювати перехід від безладу (метастабільного стану) до впорядкованих станів. Вони проявляють властивості систем, що самоорганізуються — відкритість, нерівноважність, нелінійність, дисипативність (дисипації енергії).

Самоорганізація в загальному вигляді — мимовільне (яке не потребує зовнішніх організуючих впливів) утворення в нерівноважних дисипативних середовищах стійких регулярних структур [8]. Самоорганізація є ключовим поняттям синергетики, як теорії систем, що самоорганізуються. Справді, багато ІМ виявляють положення синергізму, що і пояснює їх підвищені і навіть унікальні властивості.

Ініціюючий фактор або збудження — фізична причина, що викликає і обумовлює перебіг певного фізичного явища в матеріалах, що самоорганізуються в процесі випробувань і експлуатації.

Позитивний ефект від реалізації фізичного явища в процесі експлуатації матеріалу — ефект виникнення або поліпшення існуючих фізико-механічних, хімічних, експлуатаційних та інших властивостей в результаті самоорганізації структури.

Експлуатаційне середовище — середовище, в якому експлуатується матеріал, що характеризується певними умовами механічного, фізичного, хімічного тощо впливу на матеріал.

Для систематизації фізичних явищ, що реалізуються, в різних матеріалах при експлуатації та групах матеріалів, застосований єдиний підхід до розуміння їх ролі в поліпшенні (або виникненні) властивостей, що полягає в певному рівні абстракції при розгляданні різних за своєю природою фізичних явищ. Систематизація здійснювалась за наступними ознаками (критеріями):

- наявність ініціюючого (збуджуючого) фактору в умовах експлуатації, що викликає обумовлене явище або перетворення;
- фізична сутність реалізованого явища (ефекту);
- можливість збудження та здатність матеріалу до реалізації в процесі випробувань властивостей і експлуатації обумовлюючого фізичного явища або перетворення;
- прояв зовнішніх або внутрішніх ознак перетворення (самоорганізації) структурно-фазового або фізичного стану, фізичного явища або ефекту, що розвивається в ході експлуатації;
- вплив динаміки (кінетики) розвинення обумовленого явища, ефекту або перетворення на формування властивостей матеріалу і позитивний результат, що досягається;
- керованість розвиненням фізичного явища або перетворення в процесі роботи.

У даній роботі узагальнено та систематизовано конкретні види фізичних явищ в матеріалах з урахуванням наведених вище умов і ознак їх реалізації, суті ефектів, що реалізуються, причин, що збуджують (ініціюють), як джерел цих процесів і причинно-наслідкових зв'язків формування фізико-хімічних, механічних і експлуатаційних властивостей в процесі експлуатації виробів.

4. Результати аналізу, узагальнення та їх обговорення

В роботі [7] запропоновано класифікацію метастабільних станів ІМ і реалізованих в процесі експлуатації фазових (поліморфних), структурних і атомно-кристалічних перетворень стосовно металевих стопів. У даній роботі з її урахуванням на основі міждисциплінарного та мультидисциплінарного підходів систематизовано відомі наукомісткі метастабільні (інтелектуальні) матеріали та речовини різної природи, будови і застосування за належністю до фізичних явищ, що реалізуються в них в період експлуатації, а також позитивних ефектів, що досягаються, і практичних результатів. Всі розглянуті в роботі речовини і матеріали можна в повній мірі вважати інтелектуальними, відповідно до наведених вище критеріїв робіт [2–4].

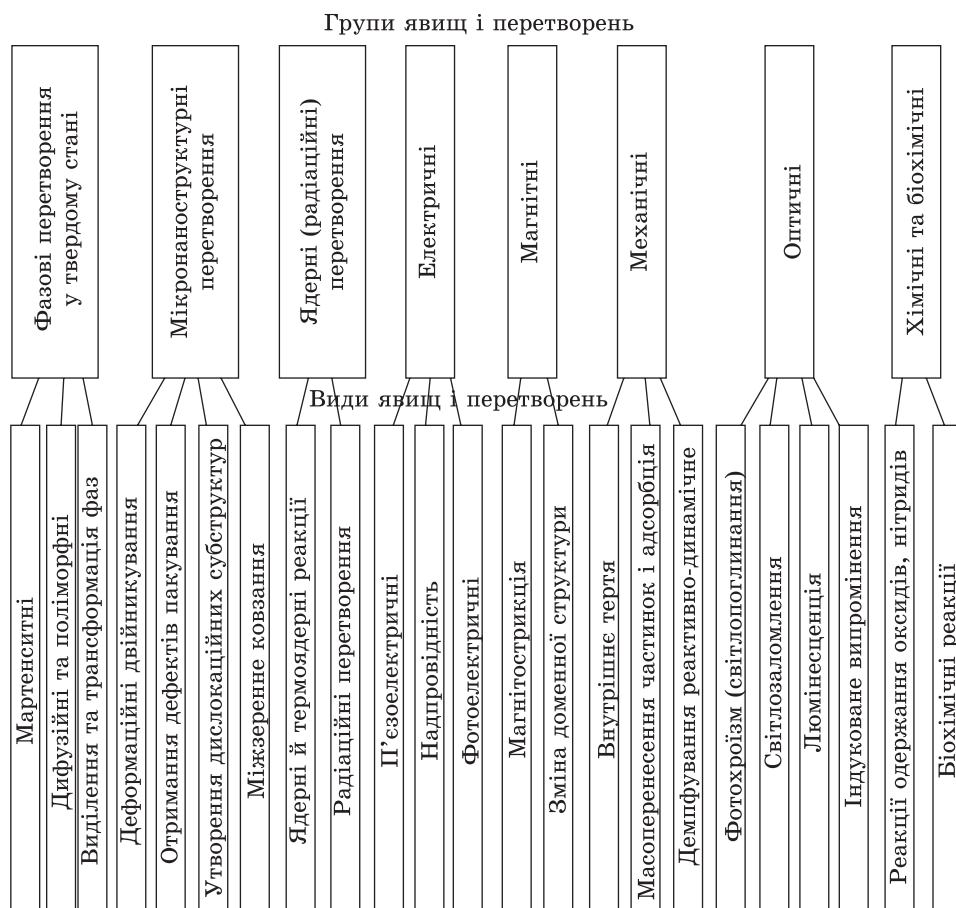


Рис. 1. Класифікаційна схема фізико-хімічних явищ і перетворень, що реалізуються в інтелектуальних матеріалах при експлуатації

Fig. 1. Classification scheme of physicochemical phenomena and transformations realized in smart materials at operation

На основі власного досвіду авторів і теоретичного аналізу різноманітних наукомістких інтелектуальних матеріалів на рис. 1 запропоновано класифікаційну схему реалізованих в процесі експлуатації в цих матеріалах різних явищ й ефектів — фізичних, хімічних, біохімічних, механічних, фазових і структурних деформаційних і термомодеформаційних перетворень.

Ці фізичні явища, ефекти і перетворення поділено на основні групи, нижче яких дано підрозділ на конкретні їх види. Слід зауважити, що деякі з них умовно можна віднести одночасно до двох груп, оскільки фізичні ефекти носять дуальну фізичну природу. Детальне розшифрування конкретних фізичних явищ, ефектів і перетворень подається при подальшому описуванні одержуваного позитивного ефекту у формуванні або поліпшенні властивостей матеріалів з розкриттям механізмів їх прояву. Розглянемо приклади реалізації різноманітних фізичних явищ, перетворень і практичного використання позитивних ефектів у сучасних ІМ.

Спочатку слід визначити принципову різницю до оцінки формування властивостей стабільних і *метастабільних* (інтелектуальних) матеріалів. Для перших характерним є те, що в умовах випробувань або експлуатації матеріал лише реалізовує властивості, обумовлені закладеним у нього складом і структурою, сформованою зміцнювальним обробленням (або комплексом оброблянь). Принципова відмінність метастабільних інтелектуальних матеріалів від стабільних полягає в тому, що вони автоматично змінюють під дією умов випробувань або експлуатації свою структуру завдяки реалізації обумовленого фізичного явища (ефекту), що й уможливорює абсолютно нові властивості чи значного поліпшує наявні. Це і визначає їх унікальність і можливість одержання феноменальних якостей.

Результати узагальнення та систематизації використання фізичних явищ, ефектів і перетворень в інтелектуальних матеріалах на основі розробленої класифікаційної схеми (див. рис. 1) містяться у (десяти) таблицях, які наводяться далі.

4.1. Деформаційні фазові і структурні перетворення, що реалізуються в процесі експлуатації метастабільних (інтелектуальних) матеріалів

Велика група фізичних явищ може бути реалізована в кристалічних метастабільних металевих стопах, що пов'язано з явищем поліморфізму, особливостями кристалічної будови та її дефектністю. Цю групу ІМ зі структурою метастабільного аустеніту засновано на використанні фазових і структурних перетворень при механічному навантаженні в процесі випробувань властивостей і експлуатації, що реалізують ефекти деформаційного самозміцнення, самоадаптації до умов

Таблиця 1. Фазові та структурні перетворення, що реалізують ефекти самозміцнення в процесі експлуатації метастабільних інтелектуальних матеріалів
 Table 1. Phase and structural transformations that realize effects of self-hardening during the operation of metastable smart materials

№	Назва явища, перетворення	Збуджувальна причина	Позитивний результат	Джерело
1	Деформаційні мартенситні перетворення (TRIP-ефект)	Пластична деформація	Самозміцнення, підвищення міцності, зносостійкості, пластичності, ударної в'язкості та інших властивостей	[9–20]
2	Динамічне деформаційне старіння (ДДС)	Пластична деформація, ударно-абразивні дії	Самозміцнення, підвищення твердості, зносостійкості	[9–20]
3	Динамічне термдеформаційне старіння (ДТДС)	Температура, деформація		
4	Динамічні термдеформаційні фазові (поліморфні) перетворення	Температура, пластична деформація	Самозміцнення, підвищення зносостійкості, самопластифікація	[11, 25]
5	Термопружні мартенситні перетворення (ефект Курдюмова–Хандроса)	Пружна (реверсивна) деформація	Відновлення форми і розмірів тіл, надпружність	[6, 28]
6	Ефект пам'яті форми	Нагрівання вище температури зворотнього перетворення	Відновлення спочатку заданої форми, підвищені демпфувальні властивості	[2–6, 28–32]
7	Ефект виборчого демпфірування	Температура	Виборча величина демпфування залежно від температури навколишнього середовища	[16, 17]
8	Деформаційне двійникування (TWIP-ефект)	Пластична деформація	Самозміцнення, підвищення твердості, зносостійкості	[10, 33–35]
9	Надпластичність металів і сплавів	Деформація при підвищених температурах з малою швидкістю	Надвисока пластичність ($\delta = 80\text{--}1000\%$)	[36–40]
10	Розсіяння енергії пружної деформації	Пружна деформація	Підвищення енергопоглинання, збільшення довговічності пружних деталей	[41–43]

Примітка: далі у табл. 6–10 фізичні явища й ефекти пронумеровано наскрізно
 Note: further in Tables 6–10 physical phenomena and effects are enumerated continuously

експлуатації, саморелаксації мікронапружень (табл. 1). Ці ефекти проявляються в реалізації під дією деформації (або одночасної дії деформації та температури, що має місце в більшості умов експлуатації багатьох конструкційних матеріалів) бездифузійних або дифузійних фазових перетворень у твердому стані й утворенні дефектів пакування атомів, двійників деформації та дислокаційних субструктур, трансформації фаз тощо.

Розглянемо категорію металевих метастабільних ІМ, що реалізують фазово-структурні переходи при навантаженні в процесі випробувань механічних властивостей і експлуатації (табл. 1).

Основними з них є деформаційні мартенситні $\gamma \rightarrow \alpha'$ -, $\gamma \rightarrow \varepsilon'$ -, $\gamma \rightarrow \varepsilon' \rightarrow \alpha'$ -перетворення прямі та зворотні ($\alpha \rightarrow \gamma'$, $\varepsilon \rightarrow \gamma'$) при випробуваннях властивостей (ДМПВ) і експлуатації [7, 9–12], які реалізуються в процесі пластичної деформації (іноді в поєднанні з нагріванням) в сталях і чавунах, що містять в структурі метастабільний аустеніт (табл. 1, п. 1).

Засновником ідеї створення і використання метастабільного аустеніту для поліпшення властивостей сталей аустенітного класу і практичного її втілення був І.М. Богачов в середині 50-х років ХХ століття [13]. Великий внесок у розвиток і реалізацію цієї ідеї здійснили наукові школи послідовників І.М. Богачова, до яких відносяться Л.С. Малінов, М.А. Філіппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немирівський, Б.А. Потехін, А.А. Рудаков, Л.Г. Коршунов, Л.Г. Журавльов, А.П. Гуляев, О.А. Банних, Ю.Г. Віраховський, І.Я. Георгієва, Т.Ф. Волинова, В.В. Сагарадзе, К.А. Малишев [7, 9–12, 14, 15] та інші. Одним з перших прикладів практичного використання принципу метастабільності аустеніту було створення кавітаційностійких сталей типу 30X10Г10 [13], корозійностійких і кавітаційностійких типу 0X14АГ12М тощо, розроблених вченими уральської школи. Пізніше американськими вченими В.Ф. Закеєм, О.Р. Паркером в середині 60-х років ХХ століття було створено TRIP-сталі [16].

Причому, якщо спочатку сталі типу TRIP (ПНП) розроблялися та розглядалися як суто аустенітні метастабільні сталі (корозійностійкі, кавітаційностійкі, зносостійкі), то згодом коло стопів зі структурою метастабільного аустеніту було істотно розширено. Це сталі перехідного, аустенітно-мартенситного класу на основі Fe–Cr–Ni [17] і Fe–Cr–Mn [7], інструментальні сталі ледебуритного класу X12M, X12Ф1 [18], сталі, що цементуються [19] та містять метастабільний залишковий аустеніт (табл. 1, п. 1).

Кінетично кероване $\gamma_{\text{зал}} \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ забезпечує поліпшення комплексу механічних властивостей сталей перехідного класу, мартенситно-старіючих сталей із залишковим метастабільним аустенітом [17], зносостійких інструментальних сталей X12M, X12Ф1, шарів, що науглецьовані [18, 19]. Подальші дослідження у роботах наукової

школи Л.С. Малінова [12], авторів статті [7] ще більше розширили спектр інтелектуальних метастабільних матеріалів сталями з бейнітним перетворенням (55С2, 65Г, 45ХН2МФА тощо), корозійностійкими сталями аустенітно-феритного і феритно-аустенітного класів типу 08Х18Г6СФ, 08Х22Г6СФ, 12Х16Г9ДСТЛ [7], зносостійкими стопами, нагрітими порошковими стрічками і дротами [20].

В роботі [21] вперше дано класифікацію та особливості фазово-морфологічних видів метастабільного аустеніту: основна фаза-аустеніт (А), супутня, співіснуюча з мартенситом гартування, феритом, бейнітом-залишковий аустеніт ($A_{\text{зал}}$), ревертований (повторно утворений) аустеніт (A_p), первинний аустеніт (A_1) та евтектичний ($A_{\text{евт}}$) аустеніт у білих чавунах, пересичений ($A_{\text{пер}}$) у порошкових стопах ($A_{\text{пор}}$), азотистий ($A_{\text{аз}}$). Всі вони мають різну природу, структуру, хімічний склад, що і визначає його особливості і ступінь метастабільності, в кінцевому підсумку — його поведінку при випробуваннях властивостей та експлуатації, тобто ті чинники, які визначають «інтелектуальність» стопу і позитивні результати, що випливають з цього, та можливості поліпшення тих чи інших властивостей.

Формування механічних і службових властивостей сталей з метастабільним аустенітом визначається фазовим складом і структурою після оброблянь і багато в чому — ступенем його метастабільності, який характеризується кінетикою й обсягом реалізації $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ ($\Delta\alpha'$).

Ступінь розвинення та кінетику ДМПВ зручно графічно представляти у вигляді мартенситної кривої деформації в координатах кількість мартенситу (α')—ступінь деформації крученням (g) (рис. 2, б). Авторами встановлено чіткий взаємозв'язок між діаграмами кручення і кінетичними мартенситними кривими деформації і (рис. 2, а і б), який свідчить про ключову роль ДМПВ у формуванні механічних властивостей сталей з метастабільним аустенітом. Діаграми кручення таких сталей в більшості мають ступінчастий характер зміни крутного моменту від кута закручування (див. рис. 2, а).

Величина вертикальної складової сходинок на діаграмі кручення характеризує зміцнювальний мікроакт ДМПВ, а горизонтальної — мікроакт пластичного зсуву — мікропластичної деформації, оскільки ДМПВ має двоїстий зміцнювально-релаксаційний характер. Співвідношення вертикальної і горизонтальної сходинок залежить від ступеня метастабільності аустеніту та кінетики ДМПВ, що істотно змінюється під впливом легування і різноманітних режимів оброблянь (докладніше це ілюструється в багатьох працях авторів даної статті, зокрема в роботі [7]).

Встановлено лінійну залежність дотичних (тангенціальних) напружень при крученні (τ) від кількості утвореного при випробуваннях властивостей мартенситу деформації ($\alpha' = \alpha - \alpha_0$, де α_0 — вихідна (до випробувань) кількість мартенситу гартування) [7]:

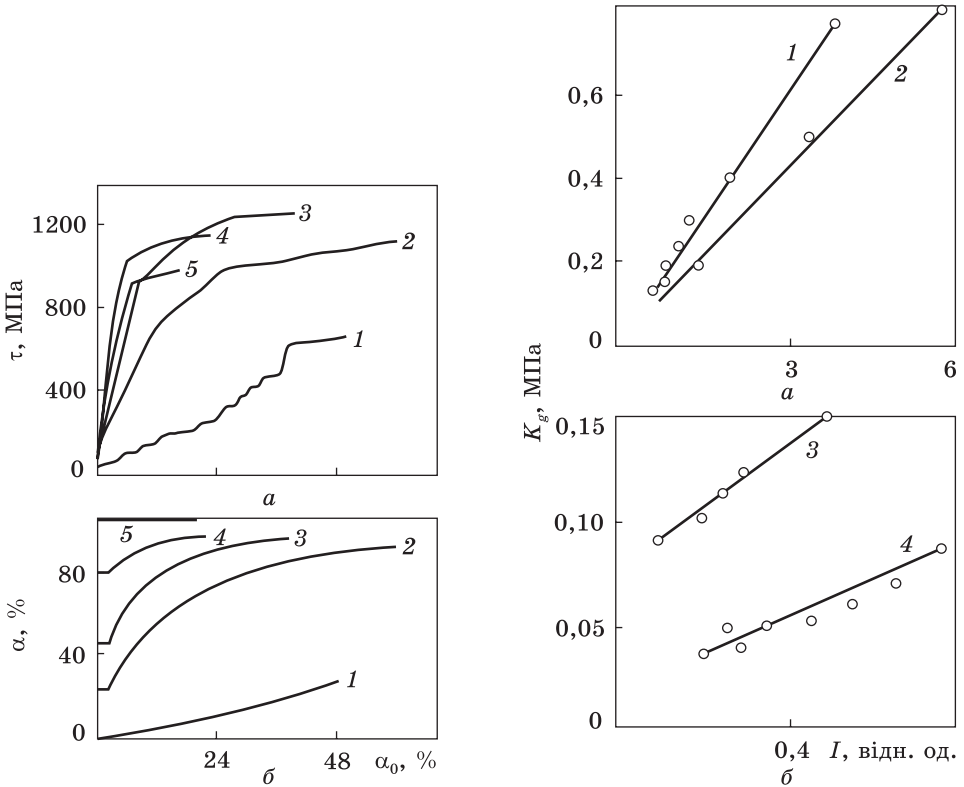


Рис. 2. Діаграми кручення (а) та кінетика деформаційних мартенситних перетворень $\gamma \rightarrow \alpha'$ при випробуваннях (ДМПВ) крученням (б) для Cr–Mn-сталей після гартування з 1000 °С у маслі: 1 — 30X13AГ7; 2 — 10X14AГ6Д2; 3 — 10X14AГ6; 4 — 10X14Г6; 5 — 10X14Г2

Fig. 2. Torsion diagrams (a) and kinetics of $\gamma \rightarrow \alpha'$ deformation martensitic transformations at testing (DMTT) properties (b) of Cr–Mn steels after quenching from 1000 °C in oil: 1 — 30Cr13Mn7; 2 — 10Cr14Mn6Cu2; 3 — 10Cr14Mn6; 4 — 10Cr14Mn6; 5 — 10Cr14Mn2

Рис. 3. Залежності між коефіцієнтами деформаційного зміцнення й інтенсивністю ДМПВ для сталей 30X13AГ7 (1, 3) і 10X14AГ6 (2, 4) після гартування з 1000 °С (2, 3) та відпускання при 300 (4) і 800 °С (1) [7]

Fig. 3. Dependencies between the strain hardening coefficients and the intensity of the DMTT for 30Cr13Mn7 (1, 3) and 10Cr14Mn6 (2, 4) steels after quenching from 1000 °C (2, 3) and tempering at 300 (4) and 800 °C (1) [7]

$$\tau = \tau_0 + K\alpha', \quad (1)$$

де K — коефіцієнт пропорційності, що характеризує інтенсивність деформаційного зміцнення, обумовленого ДМПВ, і визначається диференціюванням по $d\alpha'$: $K = d\tau/d\alpha'$. Із залежності (1) можна визначити будь-які напруження τ на стадії деформаційного зміцнення, в тому числі й межу міцності $\tau_{\text{мц}}$ за кількістю утвореного мартенситу

Рис. 4. Залежність величини деформаційного зміцнення сталей різного легування й структурних класів від кількості мартенситу деформації після різних оброблянь: 1 — 40X14Г7 (охолодження з 1100 °С у воді, маслі, на повітрі, з піччю); 2 — 17X13Г7С (0,5–2); 3 — 20X14Г7 (гартування при 1000 °С, холодна пластична деформація (ХПД) з різними ступенями 0–54%); 4 — 40X14Г7 (ХПД 40% + гартування з різних температур 850–1000 °С); 5 — 17X13Г7С1 (ХПД 27% + гартування 850–1000 °С); 6 — 0X15Г19 (гартування 1100 °С + ХПД з різними ступенями 0–146%; випробування розтягуванням); 7 — 0X15Г19 (те ж саме + випробування крученням); 8 — 20X13 (ступінчасте гартування з 1050 °С витримкою при 500–100 °С; випробування розтяганням); 9 — 20X13 (те ж саме + випробування крученням) [7]

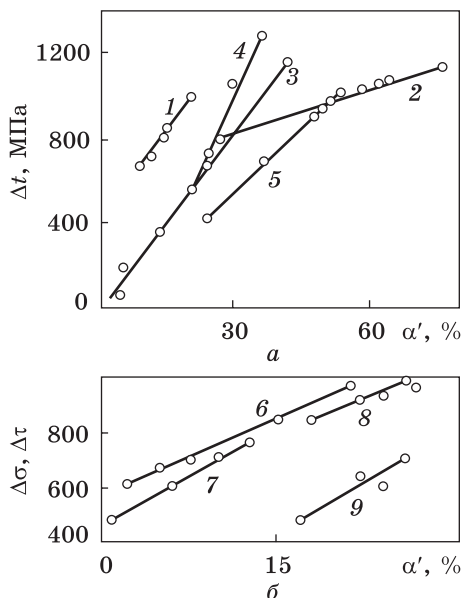


Fig. 4. Dependence of the of strain hardening values of steels of different alloying and structural classes on the amount of martensite of deformation after various treatments: 1 — 40Cr14Mn7 (cooling from 1100 °C in water, oil, in air, with a furnace); 2 — 17Cr13Mn7Si(0.5–2); 3 — 20Cr14Mn7 (quenching at 1000 °C, cold plastic deformation with different degrees, 0–54%); 4 — 40Cr14Mn7 (cold plastic deformation 40% + quenching from different temperatures, 850–1000 °C); 5 — 17Cr13Mn7Si1(cold plastic deformation 27% + quenching 850–1000 °C); 6 — 0Cr15Mn19 (quenching 1100 °C + cold plastic deformation at different degrees, 0–146%; tensile tests); 7 — 0Cr15Mn19 (the same; torsion tests); 8 — 20Cr13 (step hardening from 1050 °C holding at 500–100 °C; tensile tests); 9 — 20Cr13 (the same; torsion tests) [7]

деформації (α'). Найбільша величина деформаційного зміцнення ($\Delta\tau$), яку може бути визначено з рівняння (1), також лінійно залежить від кількості мартенситу деформації, що утворився до моменту руйнування зразка (α'):

$$\Delta\tau = \tau_{\text{мц}} - \tau_0 = K\alpha' + \Delta\tau_0. \quad (2)$$

Диференціювання рівняння (2) за ступенем деформації g , дає лінійну залежність між коефіцієнтом деформаційного зміцнення (K_g) і інтенсивністю ДМПВ (I):

$$K_g = K_I + K_{g0}, \quad (3)$$

де K_{g0} — складова коефіцієнта деформаційного зміцнення при умові деформаційної стабільності фаз, K_I — складова коефіцієнта деформаційного зміцнення, обумовлена ДМПВ.

Експериментально одержані та розраховані залежності між зміною K_g і I , наприклад, для аустенітної сталі 30X13AГ7 і аустенітно-

мартенситної сталі 10X14AG6 (рис. 3) підтверджують лінійну залежність (3).

Експериментальне підтвердження встановленої лінійної залежності (2) ілюструє й рис. 4, що узагальнює результати досліджень і випробувань сталей з метастабільним аустенітом різних легувань і структурних класів після різноманітних режимів термічного оброблення та в поєднанні з крученням холодною пластичною деформацією (ХПД). Одержані лінійні залежності (2) уможливають констатувати висновок, що у всіх досліджених метастабільних стопах, незалежно від їх легування, умов одержання та регулювання ступеня метастабільності аустеніту, деформаційне зміцнення (ДЗ) ($\Delta\tau$) лінійно залежить від кількості мартенситу деформації (α'), що утворюється при випробуваннях на кручення до моменту руйнування. Причому в умовах більш жорсткого навантаження, — при випробуваннях на розтяг, — одержані залежності для сталей 0X15Г19 (з метастабільним аустенітом) і 20X13 (з метастабільним $A_{\text{зал}}$) також виявилися лінійними (див. рис. 4, криві 6 і 8 відповідно). Це свідчить про найбільш загальний характер встановленої залежності деформаційного самозміцнення при випробуваннях за різних умов навантаження.

При всьому різноманітті стопів і режимів їх оброблянь одержані лінійні залежності (див. рис. 4) розрізняються кутами нахилу до горизонтальної осі (коефіцієнт K в рівнянні (2)), величинами відрізків, що відсікаються від вертикальної осі, діапазонами змінення величин ДЗ і обсягів мартенситу деформації. Екстраполяція прямих до осі $\Delta\tau$ (при $\alpha' = 0$) дає складову ДЗ $\Delta\tau_0$ в рівнянні (2) у межах 50–600 МПа, яка відповідає умові повністю стабільного фазового стану, в залежності від системи легування стопу і його природи. Разом з тим складова $\Delta\tau'$, яка обумовлена ДМПВ і пропорційна α' , може складати від 100 до 700 МПа при малих обсягах ДМПВ ($\alpha' \leq 10\%$) і від 300 до 1300 МПа при $\alpha' > 10\%$.

В результаті перебігу ДМПВ утворюються α' - і ε' -мартенситу деформації (в залежності від типу реакцій $\gamma \rightarrow \alpha'$ або $\gamma \rightarrow \varepsilon'$, системи легування і вмісту легувальних елементів), що відрізняються від мартенситу гартування (при охолодженні зі швидкостями вище критичної) підвищеними дисперсністю, густиною дислокацій, величиною мікроспотворень [7, 11, 12]. Електронно-мікроскопічні дослідження виявили різноманітність морфологічних модифікацій α' -мартенситу деформації, що утворюється в Fe–Cr–Mn високоміцних сталях аустенітно-мартенситного класу в процесі випробування механічних властивостей. На відміну від мартенситу гартування (рис. 5, а) α' -мартенсит деформації, що утворюється з деформованого фазонаклепаного аустеніту відрізняється підвищеними щільністю дислокацій і дисперсністю (рис. 5, б–в). Товщина мартенситних рейок пакетного мартенситу деформації значно менше, ніж мартенситу гартування і

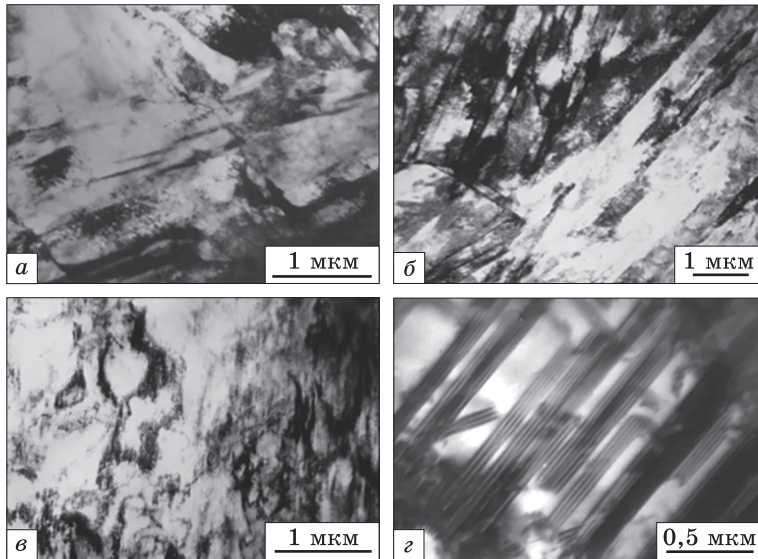


Рис. 5. Мікроструктура зразка сталі 10X14AG6D2 після гартування з 1000 °С і відпускання при 200 °С: *a* — до випробувань (аустеніт (А) + мартенсит (М) гартування); *б-г* — в робочій частині зразка після випробувань на кручення (*б* — мартенсит деформації ($M_{\text{деф}}$) + мартенсит гартування ($M_{\text{гарт}}$) + залишковий аустеніт ($A_{\text{зал}}$); *в* — комірчаста дислокаційна мікроструктура $M_{\text{деф}}$ + А; *г* — двійники і дефекти упаковки в аустеніті) [7]

Fig. 5. The microstructure of the 10Cr14NMn6Cu2 steel sample after quenching from 1000 °C and tempering at 200 °C: *a* — before testing (austenite (A) + martensite (M) quenching); *б-г* — in the working part of the sample after torsion tests (*б* — deformation martensite ($M_{\text{деф}}$) + quenching martensite ($M_{\text{гарт}}$) + residual austenite ($A_{\text{зал}}$); *в* — cellular dislocation microstructure $M_{\text{деф}}$ + А; *г* — twins and packing defects in austenite) [7]

становить 75–160 нм, а кути дезорієнтування мартенситних пакетів сягають 20–45° (рис. 5, б).

Багато ділянок високодисперсного мартенситу деформації відрізняються сильно розвиненою дислокаційною комірчастою субструктурою (рис. 5, в), у ділянках аустеніту спостерігаються системи двійників деформації та дефектів пакування (рис. 5, г). Очевидно, мартенсит, що утворюється, успадковує комірчасту дислокаційну субструктуру аустеніту, що деформується, а механізм самозміцнення об'єднує власне ДМПВ і дислокаційно-субструктурний.

Мартенсит деформації ($M_{\text{деф}}$) утворюється в результаті розвинення ДМПВ не лише в спеціальних сталях з метастабільним аустенітом, але і в багатьох стандартних конструкційних й інструментальних сталях, при одержанні в їх структурі метастабільного $A_{\text{зал}}$. Наприклад, в інструментально-штамповій сталі X12М ледебуритного класу на відміну від стандартного гартування з 1050 °С (рис. 6, а) після ви-

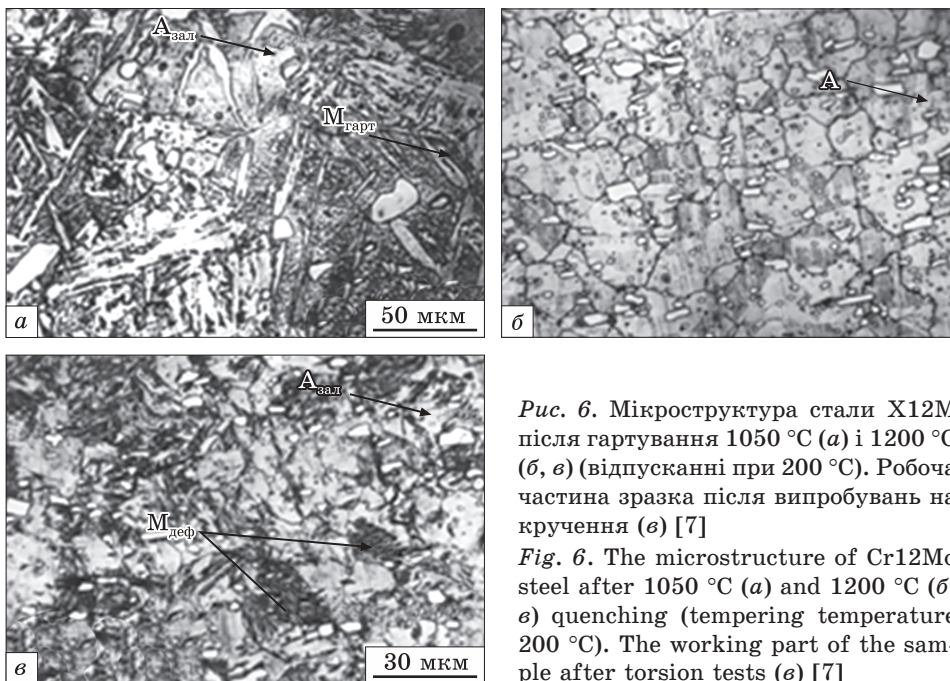


Рис. 6. Мікроструктура сталі X12M після гартування 1050 °C (а) і 1200 °C (б, в) (відпусканні при 200 °C). Робоча частина зразка після випробувань на кручення (в) [7]

Fig. 6. The microstructure of Cr12Mo steel after 1050 °C (a) and 1200 °C (б, в) quenching (tempering temperature 200 °C). The working part of the sample after torsion tests (в) [7]

сокотемпературного гартування за температур 1100–1200 °C зберігається велика кількість $A_{\text{зал}}$ від 55 до 90% (рис. 6, б). Після випробувань на кручення в робочій частині зразків сталі X12M утворюється до $\approx 40\text{--}50\%$ мартенситу деформації (рис. 6, в), який характеризується підвищеними дисперсністю, величиною мікроспотворень і твердістю в порівнянні з мартенситом гартування ($M_{\text{гарт}}$, рис. 6, а).

Це своєрідне структуроутворення викликає ефект деформаційного самозміцнення безпосередньо в процесі випробувань механічних властивостей або експлуатації, який кількісно перевищує зміцнювальний ефект від звичайного гартування на мартенсит. Сам процес ДМПВ супроводжується релаксацією мікронапружень у перенапружених мікроділянках [12], що сприяє підвищенню пластичності, ударної в'язкості й інших властивостей. ДМПВ використовуються задля підвищення міцності й, одночасно, пластичності в метастабільних високоміцних сталях аустенітного класу TRIP (transformation induced plasticity) або ПНП (пластичність, наведена перетворенням) [11, 14–16], в сталях аустенітно-мартенситного [7, 17], аустенітно-феритного, феритно-аустенітного структурних класів, а також в сталях і чавунах, що містять залишковий і вторинний (або реверсований) аустеніт [7, 12].

Це дозволило одержати аномально високий комплекс механічних властивостей на недорогих безніклевих сталях. Наприклад, в сталях

на основі Fe–Cr–Mn типу 30X(2–8)Г6С2Ф досягнуто високий комплекс механічних властивостей: $\sigma_b = 1500\text{--}1860$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1150\text{--}1400$ МПа, $\delta = 14\text{--}19\%$, $\psi = 38\text{--}48\%$, $KCU = 0,8\text{--}1,6$ МДж/м² [7], який перевищує характеристики дорогих і дефіцитних високоміцних TRIP-сталей, що містять 6–9% Ni, 1,5–3% Мо [11].

Порівняння комплексів механічних властивостей показує (табл. 2), що розроблені безнікелеві сталі на основі Fe–Cr–Mn [7, 17] значно перевершують стандартні широко відомі дорогі хромонікелеві високоміцні сталі за міцністю й ударною в'язкістю при однаковому відносному подовженні.

Таблиця 2. Порівняльні показники механічних властивостей стандартних хромонікелевих і розроблених безнікелевих високоміцних сталей [7]

Table 2. Comparative indicators of the mechanical properties of standard chromium–nickel and developed nickel-free high-strength steels [7]

Сталь	Режим оброблення	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCU
		МПа		%		МДж/м ²
<i>Стандартні хромонікелеві сталі</i>						
09X15H8Ю	Гартування 975 °С, обробка холодом (–70 °С), старіння 450 °С	1300	1100	15	60	1,0
07X16H6	Гартування 1000 °С, обробка холодом (–70 °С), старіння 400 °С	1300	1150	20	69	1,0
<i>Розроблені безнікелеві сталі</i>						
10X14АГ6	Гартування 1000 °С, відпускання при 200 °С	1360	1170	15	42	1,0
10X14АГ6М	Гартування із ступінчастим охолодженням при 400 °С	1580	1210	19	51	1,2
10X14АГ6Д2	Гартування із ступінчастим охолодженням при 300 °С	1470	1150	14	38	1,6

Таблиця 3. Порівняльні показники механічних властивостей розроблених безнікелевих і стандартних хромонікелевих корозійностійких сталей (гартування 1050 °С у воду) [7]

Table 3. Comparative indicators of the mechanical properties of the developed nickel-free and standard chromium–nickel corrosion-resistant steels (quenching 1050 °С in water) [7]

Марка сталі	σ_b , МПа	σ_r , МПа	δ , %	ψ , %	KCV , МДж/м ²	KCU , МДж/м ²
<i>Розроблені безнікелеві сталі</i>						
08X18Г6СФ	1120	485	34	36	>3,75	—
08X22Г6СФ	850	500	43	59	3,3	—
20X18Г9С2ДЛ	805	560	30	32	—	3,7
<i>Стандартні хромонікелеві сталі</i>						
08X22H6T	680	410	40	45	—	2,5
10X18H9Л	441	177	25	35	—	0,98

При цьому стандартні сталі для формування наведених властивостей повинні піддаватися складній термічній обробці, що включає обробку холодом, яка вимагає додаткового обладнання.

Аналогічний висновок можна зробити при порівнянні механічних властивостей стандартних дорогих хромонікелевих корозійностійких сталей і розроблених безніклевих [7]. Розроблені нові сталі значно перевершують стандартні за властивостями міцності і ударної в'язкості при близьких показниках пластичності (табл. 3), що робить їх конкурентоспроможними з дорогими і перспективними для практичного застосування.

Більш високий комплекс механічних властивостей безніклевих високоміцних і корозійностійких сталей пояснюється формуванням метастабільної структури в результаті легування й термічного оброблення та реалізацією ефектів самозміцнення й саморелаксації напружень безпосередньо в процесі випробувань завдяки розвиненню $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ за оптимальною кінетикою. Остання програмується оптимізацією режимів термічного оброблення, що в цілому уможлиблює характеризувати безніклеві сталі як ІМ.

Водночас треба зауважити, що первісна назва цієї цікавої групи металевих стопів TRIP-steels (ПНП-сталі) відображає лише підвищення виключно пластичності, наведеної мартенситними перетвореннями. Разом з тим багатьма дослідниками (в тому числі й авторами цієї роботи) показано поліпшення властивостей міцності, зносостійкості, ударної в'язкості, втомної довговічності, наведених цими перетвореннями. Тому більш правильно стопи цієї категорії слід називати ПМНП (пластичність і міцність наведена перетворенням) або для TRIPS-сталей ('transformation-induced plasticity and strengthening (hardening)').

Поряд з ДМПВ у багатьох інтелектуальних метастабільних стопах (сталях і чавунах) реалізується динамічне деформаційне старіння (ДДС), пов'язане з виділенням з γ - і α -твердих розчинів дисперсних надлишкових твердих фаз безпосередньо в процесі пластичної деформації. Приклади реалізації ДМПВ і ДДС в сталях і чавунах з метастабільною структурою показані в табл. 1, пп. 1–3. ДМПВ і ДДС реалізуються в ряді зносостійких хромистих, манганових і хромоманганових чавунів [22, 23, 7], шарів з метастабільним аустенітом, яких науглецьовано, нагріто та зміцнено іншими способами [7, 20, 24] й ефективно використано для додаткового самопідвищення зносостійкості безпосередньо в процесі зношування [7, 9, 11, 12, 20] (табл. 1, пп. 1–3).

Аналогічний сталям з метастабільним аустенітом підхід в оцінюванні кінетики ДМПВ і формуванні зносостійкості застосовано для білих зносостійких чавунів з метастабільним аустенітом [7]. При зіставленні та аналізі кривих зношування та кінетики деформаційних

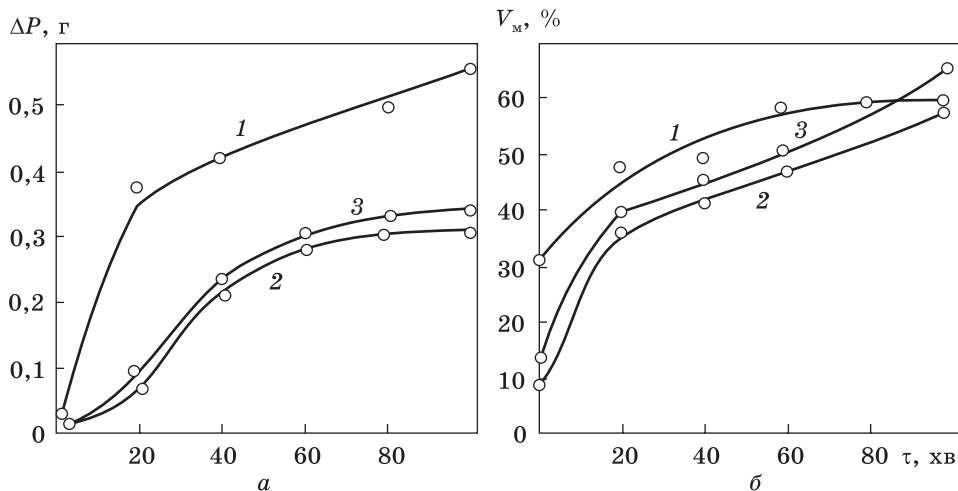


Рис. 7. Криві зношування (а) і кінетика ДМТВ (б) у поверхневому шарі в процесі зношування чавунів типу ЧХ5Г4Д2 (1), ЧХ12Г3Д2 (2) і ЧХ20Г3Д (3) [7, 24]

Fig. 7. The wear curves (a) and DMTT kinetics (b) in the surface layer during the wear of Cr5Mn4Cu2 (1), Cr12Mn3Cu2 (2) and Cr20Mn3Cu (3) cast irons [7, 24]

фазових перетворень в процесі зношування (узагальнено ДФПЗ, що об'єднує ДМПВ, ДДС, трансформацію складів карбідних фаз) хромо-манганових чавунів (рис. 7) між ними виявлено наступну залежність: чим вище інтенсивність мартенсито- та карбідоутворення в ході зношування, тим менші втрати маси зразків, нижче інтенсивність зношування і як результат вища зносостійкість чавунів.

Аналіз кінетичних кривих зношування показав, що для всіх досліджених складів чавунів з метастабільним аустенітом дискретні значення відносної зносостійкості в більшості випадків лінійно залежать від об'єму твердих фаз, що утворюються в ході зношування — мартенситу деформації (М) та карбідів (К) (рис. 8).

Відносну зносостійкість можна виразити рівнянням

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + I_\varepsilon V; \quad (4)$$

тут ε_0 — складова зносостійкості за умовою абсолютно стабільної структури, що не зазнає ДМПВ і ДДС; V — об'єм утворених в процесі зношування мартенситу деформації і карбідів; I_ε — коефіцієнт пропорційності, що характеризує інтенсивність підвищення зносостійкості в процесі зношування за рахунок ДМПВ і ДДС, який визначається як перша похідна зносостійкості щодо зміни об'єму твердих фаз (мартенситу деформації та карбідів) в поверхневому шарі чавунів:

$$I_\varepsilon = d\varepsilon/dV. \quad (5)$$

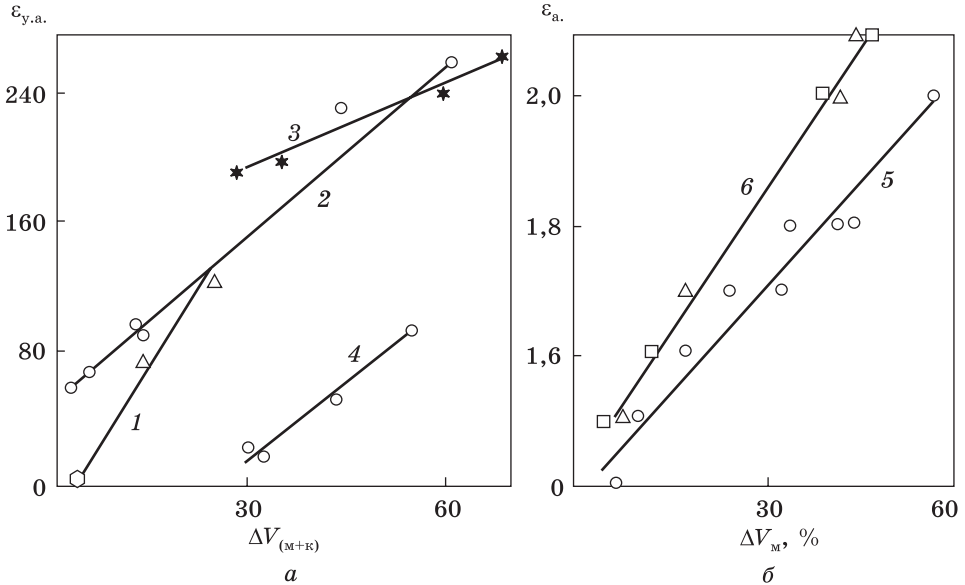


Рис. 8. Залежність ударно-абразивної (а) й абразивної (б) зносостійкості від об'єму утворювальних твердих фаз у поверхневому шарі при зношуванні стопів: 1 — чавуни Fe–Mn–C марок ЧГ(3–8)ЮФ; 2 — чавуни Fe–Cr–Mn–C марок ЧХ(9–20)Г4Д2; 3 — чавун ЧХ20Г3Д після гартування з різних температур від 900 до 1150 °С; 4 — чавун ЧХ7Г4Д2 після гартування з 1000 °С з різним часом витримання від 10 до 60 хв; 5 — сталі Fe–Cr–Mn (марок 10Х14Г2, 10Х14Г8, 30Х13АГ7) після цементації та гартування з різних температур від 800 до 1100 °С; 6 — те ж саме, що й у попередньому випадку (5), але для марок 18ХГТ і 12ХНЗА [7]

Fig. 8. Dependence of impact–abrasive (a) and abrasive (b) wear resistance on the volume of solid phases formed in the surface layer during the wear of alloys: 1 — Fe–Mn–C cast irons of the Mn(3–8)AlV grades; 2 — Fe–Cr–Mn–C cast iron of the Cr(9–20)Mn4Cu2 grades; 3 — Cr20Mn3Cu cast iron after quenching from different temperatures from 900 to 1150 °C; 4 — Cr7Mn4Cu2 cast iron after quenching from 1000 °C with different holding times from 10 to 60 min; 5 — Fe–Cr–Mn steels (of the 10Cr14Mn2, 10Cr14Mn8, 30Cr13NMn7 grades) after carburizing and hardening from different temperatures from 800 to 1100 °C; 6 — the same as in the case 5, but for 18CrMnTi and 12CrNi3 grades [7]

Чим вище I_c , тим більший внесок ДМПВ і ДДС поряд з іншими факторами (механізмами) в формування зносостійкості стопів.

Внесок у поверхнєве самозміцнення за рахунок реалізації $\gamma \rightarrow \alpha'$ або $\gamma \rightarrow \epsilon'$ ДМПВ і ДДС можна уявити сумою адитивних складових різних механізмів деформаційного зміцнення,

$$\Delta\sigma' = \Delta\sigma_{r.p.} + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_r + \Delta\sigma_v, \quad (6)$$

твердорозчинного ($\Delta\sigma_{r.p.}$), дислокаційного ($\Delta\sigma_d$), границь зерен і субзерен ($\Delta\sigma_r$), дисперсійного ($\Delta\sigma_v$) (за рахунок частинок твердих фаз).

З урахуванням відомої емпіричної залежності між твердістю і міцністю ($\sigma_b = x \cdot HB$ або $HB = \sigma_b / x$, де коефіцієнт $x = 0,33$ для високоміцних сталей $0,33$ і $x = 0,45$ для аустенітних [26]), правомірно висловити величину приросту твердості за рахунок реалізації ДМПВ і ДДС в поверхневому шарі наступною формулою [7]:

$$\Delta HB = (\Delta\sigma_{т.р.} + \Delta\sigma_{д} + \Delta\sigma_{г} + \Delta\sigma_{ч})/x = KV, \quad (7)$$

де K — коефіцієнт пропорційності, що враховує ступінь попереднього зміцнення метастабільного аустеніту за рахунок різних механізмів, а V — кількість мартенситу деформації та карбідів (карбонітридів), які виникають у поверхневому шарі в ході випробувань на зношування.

Як показали експерименти авторів статті, величина поверхневого деформаційного зміцнення $\Delta\sigma'$ для більшості метастабільних сталей, чавунів і цементованих шарів в умовах ударно-абразивного й абразивного зношування близька до лінійної залежності від кількості мартенситу деформації та карбідних фаз (V), що утворюються [7].

У ряді випадків при одночасній дії мікропластичної деформації та нагріву в поверхневих шарах при зношуванні стопів можуть реалізуватися термодформаційні фазові перетворення дифузійного, бездифузійного та змішаного типів [7, 14] (табл. 1, пп. 2–4), що впливають на формування властивостей і підвищують зносостійкість. Такі перетворення при експлуатації може бути реалізовано в сталях і чавунах, нагрітих, дифузійнонасичених і зміцнених шарах з карбонітридним чи інтерметалідним зміцненням (включаючи мартенситно-старіючі та дисперсійно-тверді стопи).

У багатьох випадках при використанні одного і того ж фізичного явища або процесу досягається якісно однаковий, втім кількісно різний результат. Наприклад, в залізовуглецевих легованих стопах, що містять метастабільний аустеніт, ступінь або величина деформаційного самозміцнення ($\Delta\sigma$, $\Delta\tau$) (див. залежності (1)–(3)), а відповідно й механічні властивості будуть залежати від закладеної в стопі системи легування, його хімічного складу, ступеню попереднього зміцнення, умов навантаження, кількості мартенситу деформації, що утворюється при випробуваннях і кінетики його утворення [7]. Так ступінь деформаційного самозміцнення залізохромоманганових сталей за рахунок реалізації ДМПВ вище, ніж залізохромоніклевих [9, 10]. У Fe–Mn-сталях ступінь деформаційного самозміцнення вище у випадках реалізації $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ, ніж $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -ДМПВ [10, 11], оскільки утворені α' - і ϵ' -мартенситу розрізняються типом кристалічної ґратниці (ОЦТ і ГЦП відповідно), мікроструктурою, її дефектністю та властивостями (більшою твердістю та міцністю α' -мартенситу).

Авторами встановлено, що ступінь деформаційного самозміцнення за рахунок $\gamma \rightarrow \alpha'$ - або $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -ДМПВ пропорційна кількості мартен-

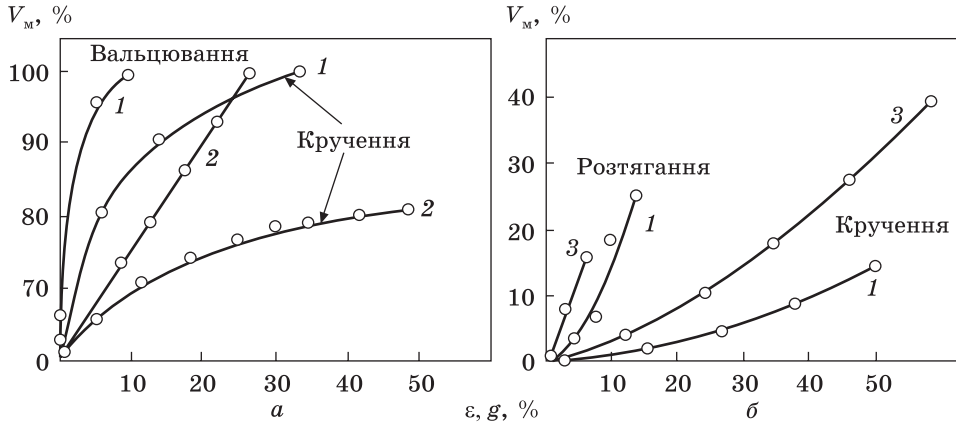


Рис. 9. Вплив способу деформації на кінетику $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ в сталях 10X14AG6D2 (а) і 30X14AG7 (б) після гартування з 1000 °С: 1 — без відпускання; 2 — температура відпускання 300 °С; 3 — температура відпускання 600 °С [27]

Fig. 9. The influence of the deformation type on the kinetics of $\gamma \rightarrow \alpha'$ DMTT in the 10Cr14NMn6Cu2 (a) and 30Cr14NMn7 (б) steels after the quenching from 1000 °С: 1 — without tempering; 2 — tempering temperature 300 °С; 3 — tempering at 600 °С [27]

ситу деформації, що утворився (див. залежності (1), (2)) [7, 11] і залежить від його хімічного складу (особливо від вмісту С), густини дислокацій в аустеніті та інших зміцнювальних чинників [7, 9, 12]. З іншого боку, при однаковому хімічному складі інтелектуального метастабільного матеріалу, який самоорганізується при експлуатації, ступінь або повнота прояву закладеного в ньому фізичного явища визначається кінетикою його розвинення (див. рис. 2), яка істотно залежить від фізичних умов експлуатації (температури, величини діючих напружень, схеми напруженого стану, швидкості (інтенсивності) навантаження тощо) [7, 15].

Порівняння мартенситних кривих деформації хромоманганових сталей показало [27], що найбільш м'який спосіб навантаження — кручення — обумовлює найменшу інтенсивність ДМПВ (рис. 9).

Так, якщо для повного перетворення $A_{\text{зал}}$ в мартенсит деформації загартованої сталі 10X14AG6D2, що володіє найменшою стійкістю, потрібно деформація вальцюванням з обтисненням усього 10%, то при крученні вона становить 34% (рис. 9, а). Відпускання цієї сталі при температурі 300 °С значно стабілізує $A_{\text{зал}}$, в результаті чого підвищується до 26% ступінь деформації вальцюванням, що є достатньо для повного перетворення у мартенсит. На відміну від вальцювання, при деформації крученням аж до руйнування зразка ($g = 48\%$) $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ розвивається не до кінця (залишається ще 19% $A_{\text{зал}}$) (див. рис. 9, а). При цьому ступінь зміни середньої інтенсивності ДМПВ при порівнянні вальцювання та кручення збільшується, аніж після гартування [27].

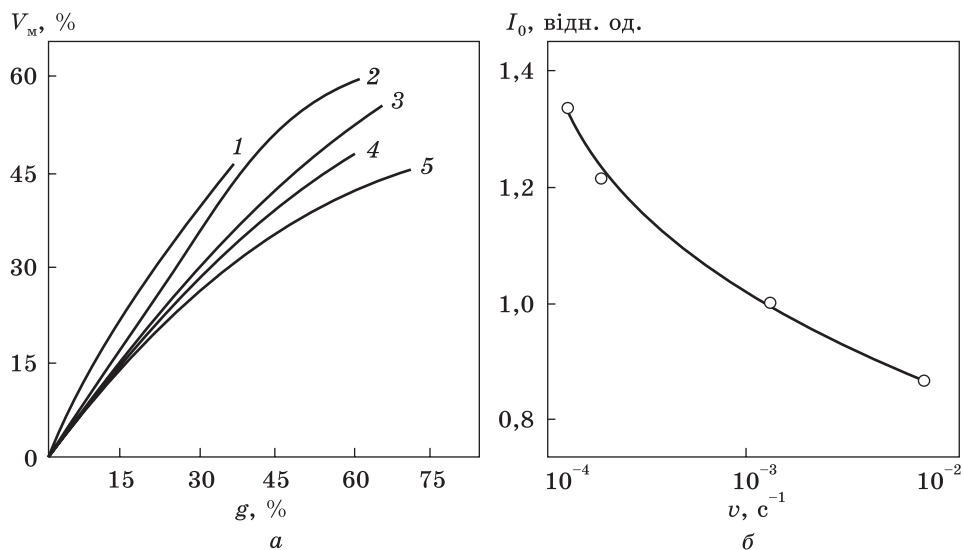


Рис. 10. Вплив швидкості деформації крученням (ν) на кінетику ДМПВ (а) та його середню інтенсивність (б) в сталі 20Х14Мн7: 1 — $\nu = 1,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$; 2 — $2,5 \times 10^{-4} s^{-1}$; 3 — $1,5 \cdot 10^{-3} s^{-1}$; 4 — $3 \cdot 10^{-3} s^{-1}$; 5 — $0,9 \cdot 10^{-2} s^{-1}$ [27]

Fig. 10. The influence of the torsion strain rate on the kinetics of DMPTT (a) and its average intensity (b) in the 20Cr14Mn7 steel: 1 — $\nu = 1,2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$; 2 — $2,5 \cdot 10^{-4} s^{-1}$; 3 — $1,5 \cdot 10^{-3} s^{-1}$; 4 — $3 \cdot 10^{-3} s^{-1}$; 5 — $0,9 \cdot 10^{-2} s^{-1}$ [27]

У аустенітній 30Х14АГ7 сталі при деформації розтяганням мартенситне перетворення розвивається з набагато більшою інтенсивністю, ніж при крученні (рис. 9, б). Причому, різниця в інтенсивності й обсягах мартенситоутворення в сталях при розтяганні та крученні більша, ніж при вальцюванні та крученні. Так, якщо в загартованій сталі 30Х14АГ7 для утворення 15% мартенситу при розтяганні потрібна ступінь деформації складає 11%, то при крученні вона становить 50% (рис. 9, б). Відпуск сталі 30Х14АГ7 2 г при температурі 600 °С дестабілізує аустеніт й інтенсифікує $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ [27].

Дестабілізаційне відпускання за цієї температури спричинює збільшення кількості мартенситу в умовах деформації крученням з 15 до 40%. У результаті цього межа міцності при крученні зростає з 930 до 1240 МПа з одночасним підвищенням відносного зсуву з 50 до 60% (рис. 9, б), тобто поліпшується комплекс властивостей міцності та пластичних характеристик.

В роботі [27] було вивчено вплив швидкості статичної деформації крученням (ν) в діапазоні від $1,2 \cdot 10^{-4}$ до $0,9 \cdot 10^{-2} s^{-1}$ на кінетику $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ в сталі 20Х14Мн7 з метастабільним аустенітом. Зменшення швидкості деформації в обраному інтервалі інтенсифікує ДМПВ (рис. 10, а), його інтенсивність (початкова I_0) зростає з 0,87 до 1,35% (рис. 10, б).

При цьому, зниження швидкості навантаження (v) з $0,9 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ до $2,5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ супроводжується значним збільшенням (на 16%) кількості утвореного мартенситу деформації. Примітно, що в цьому інтервалі швидкостей деформації характером руйнування зразків є в'язкий зріз, незважаючи на утворення більшої кількості менш пластичного мартенситу деформації ($\approx 62\%$). При найменшій швидкості деформації в обраному інтервалі ($v = 1,2 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) характером руйнування зразків стає крихке відривання, хоча до моменту руйнування утворюється значно менша кількість мартенситу ($\approx 46\%$) і зберігається більше половини неперетвореного аустеніту. Це можна пояснити великим часом дії напружень, підвищеною інтенсивністю ДМПВ, яка знижує ступінь релаксації напружень.

В результаті дестабілізації аустеніту й активізації $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ при зниженні швидкості кручення зменшується межа плинності сталі 20X14Г7 (табл. 4).

Межа міцності змінюється по кривій з максимумом $\tau_{\text{пч}} = 1503 \text{ МПа}$, який відповідає швидкості деформації $1,5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. При цьому відносний зсув (g), що характеризує пластичність, зі збільшенням швидкості навантаження зростає до 65%, що повністю суперечить загальноприйнятим уявленням для деформаційно стабільних сталей, для яких пластичність знижується зі збільшенням швидкості деформації [26]. Це протиріччя якраз і підтверджує інтелектуальний характер сталей типу 20X14Г7 з метастабільним аустенітом завдяки реалізації $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ.

Як було наочно показано вище, а в роботах [7, 27] це докладніше описано на прикладі метастабільних аустенітних, аустенітно-мартенситних Fe–Cr–Mn- і Fe–Mn-сталей, встановлено особливості та закономірності реалізації $\gamma \rightarrow \alpha'$ - і $\gamma \rightarrow \varepsilon'$ -ДМПВ і їх позитивна роль у формуванні механічних властивостей в різних умовах навантаження. На підставі результатів цих робіт і вищевикладеного, цілком очевид-

Таблиця 4. Вплив швидкості деформації на механічні властивості при крученні сталі 20X14Г7 [27]

Table 4. The effect of strain rate on the mechanical properties at torsion of 20Cr14Mn7 steel [27]

Швидкість деформації		$\tau_{\text{пч}}$, МПа	$\tau_{0,3}$, МПа	g, %
$^{\circ}/\text{хв}$	с^{-1}			
360	$0,9 \cdot 10^{-2}$	1410	370	65
120	$3 \cdot 10^{-3}$	1413	306	55
60	$1,5 \cdot 10^{-3}$	1503	307	64
10	$2,5 \cdot 10^{-4}$	1390	290	57
5	$1,2 \cdot 10^{-4}$	1270	260	35

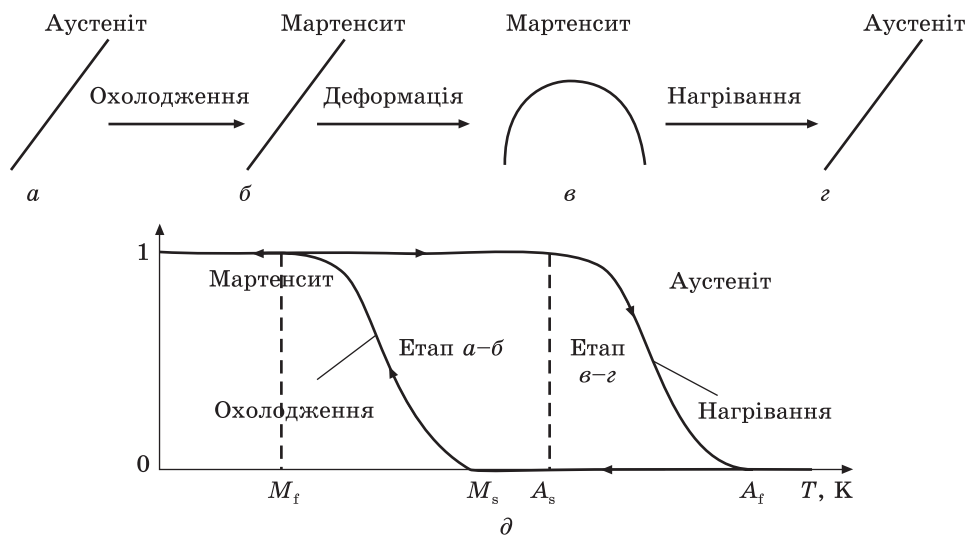


Рис. 11. Схема деформування стрижня з ефектом пам'яті форми (а-г) і температура залежність об'ємної частки мартенситу (θ) [32]

Fig. 1. Scheme of deformation of rod with the shape memory effect (a-z) and temperature dependence of the volume fraction of martensite (θ) [32]

но очікувати істотний вплив зовнішніх чинників (в тому числі експлуатаційних) та їх параметрів на кінетику прояву закладених в різних матеріалах інших фізичних явищ, і (як результат) — на рівень одержуваних фізико-механічних і службових властивостей.

У стопах з термопружним мартенситним перетворенням, «ефектом пам'яті форми» [3–6, 28–32] (табл. 1, пп. 5 і 6) використовуються фазові поліморфні перетворення при нагріванні або охолодженні з невеликим температурним гістерезисом між критичними точками прямого і зворотного $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -перетворень. Ефекти наделастичності та квазіпружності, зворотнього відновлення форми засновано на відкритті Г.В. Курдюмовим і Л.Г. Хандросом оборотного термопружного мартенситного перетворення (ефект Курдюмова–Хандроса) [28] (табл. 1, п. 5). Це стопи систем Cu–Al, Fe–Pt, Au–Cd, Cu–Al–Mn, Cu–Al–Ni, Cu–Zn–Al та інші (див. огляд [28] та літературу в ньому).

Для стопів з ефектом пам'яті форми [3–6, 28–32] ступінь та відносна величина відновлення форми виробів істотно залежать від хімічного складу стопу, температурних інтервалів прямого (точки M_n (M_s) і M_k (M_f)) і зворотнього (A_n (A_s) і A_k (A_f)) фазових перетворень, мікроструктури й умов навантаження, в яких вони реалізуються (табл. 1, п. 6). Типовий робочий цикл для такого матеріалу — нітінолу ($\approx 55\%$ Ni, $\approx 45\%$ Ti) — представлено на рис. 11. Деформація здійснюється за рахунок прямого мартенситного перетворення на етапі б-в, рис. 11, — переорієнтації кристалів мартенситу (ефект

мартенситної непружності) — і залишається після зняття навантажень. Ефект пам'яті форми проявляється при нагріванні на етапі $\epsilon\text{-}\gamma$, рис. 11, де матеріал самостійно відновлює свою форму, завдяки зворотному перетворенню мартенситу в аустеніт і може розвинути значні зусилля (800–1300 МПа). Кінетика мартенситних перетворень має яскраво виражений гістерезис (рис. 11, ∂). Залежно від хімічного складу стопу інтервал точок $M_{\text{н}}-M_{\text{к}}$ ($M_{\text{с}}-M_{\text{р}}$) і $A_{\text{н}}-A_{\text{к}}$ ($A_{\text{с}}-A_{\text{р}}$) досить вузький і становить $\approx 30\text{--}80$ °С, а легування різко знижує ці температури.

До стопів з пам'яттю форми, окрім нікеліду титану (Н50Т50), відносяться стопи систем Au–Cd, Cu–Zn–Al, Ag–Cd, на основі міді Cu–Al–Ni з 15% Ni, 36% Al, на основі нікелю з 36% Al та інші, а також полімери з пам'яттю форми [2, 29]. Стопи з ефектом пам'яті форми використовуються в медицині як біомедичні імплантати [2, 28] (докладніше див. розділ 4.5). Ці стопи вельми ефективні також при виготовленні терморегуляторів, демпферних пристроїв, в аерокосмічній техніці, атомній енергетиці [3–6]. Цікавим і перспективним є використання цього ефекту при створенні мартенситних двигунів — легких теплових безредукторних, що вигідно відрізняються невисокою частотою обертання з високими обертальним момент і малою питомою масою (кг/кВт) [29, 30] (п. 6 у табл. 1).

При використанні структурно-деформаційної метастабільності [7], зміцнювальний ефект якої забезпечує підвищення ударно-абразивної зносостійкості, наприклад, високоманганових аустенітних сталей. Його обумовлено реалізацією в ході зношування під дією локальної пластичної деформації в поверхневому шарі наступних структурних перетворень: утворення в аустеніті двійників деформації (ДД), дефектів пакування атомів (ДПА) [10], дислокаційних скупчень і субструктур (ДС) (табл. 1, п. 8). На принципі реалізації цього ефекту Р. Гадфільдом 130 років тому розроблено високоманганову зносостійку сталь 110Г13Л, яка самозміцнюється при ударно-абразивному впливі зношувального середовища і набула широкого поширення у світі.

Порівняно новим науковим напрямом в сучасному матеріалознавстві, що розвивається протягом останніх 15–20 років, є вивчення феномена надвисокої пластичності та створення TWIP-сталей (twinning induced plasticity — пластичність, спричинена двійникуванням). Ефект самозміцнення сучасних TWIP-сталей, також заснований на реалізації цих структурних перетворень, пов'язано з утворенням ДД, ДПА, своєрідних ДС безпосередньо в процесі пластичної деформації при статичних випробуваннях механічних властивостей і експлуатації.

Фундаментальні дослідження в цьому перспективному науковому напрямку було розпочато та проведені: І.М. Богачовим, М.А. Філіпповим, А.П. Гуляєвим, І.Я. Георгієвою, В.В. Сагарадзе, А.І. Ува-

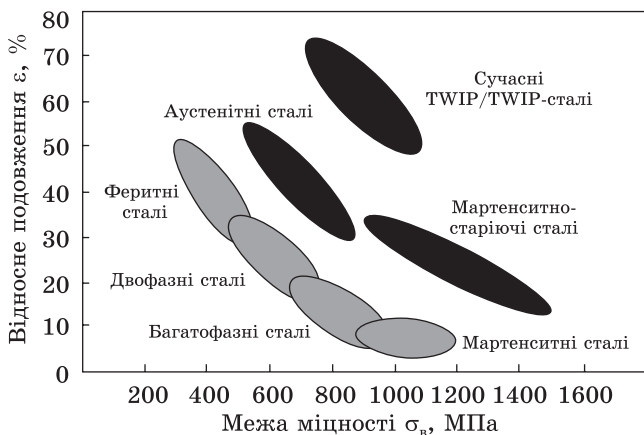


Рис. 12. Діапазон механічних властивостей різноманітних сталей [35]

Fig. 12. The range of mechanical properties of various steels [35]

ровим (РФ), Л.С. Малиновим (Україна), Х. Бірманном (Н. Biermann), А. Вайднером (A. Weidner), Д. Раабе (D. Raabe) (Німеччина), Ю. Хобартом (Y. Houbaert) (Бельгія), Т. Івамото (T. Iwamoto) (Японія), З.К. Лін (Z.Q. Lin) (Китай) та іншими вченими.

Якісний стрибок у розвитку сучасних сталей для автомобілебудування було досягнуто в кінці ХХ століття, коли з використанням TWIP-ефекту було створено високоманганові TWIP-сталі, що деформуються, з абсолютно іншим мікроструктурним дизайном. Це високоманганові аустенітні сталі, в яких, як і в сталі Гадфільда, при холодній деформації розвивається двійникування, що забезпечує надвисоку ($\delta = 40\text{--}60\%$ і до 100%) пластичність при одночасно високій міцності ($\sigma_b = 800\text{--}1500$ МПа). Розроблені TWIP-сталі містять від 18 до 32 ваг.% Mn, а також від тисячних часток до 0,6% C, $\approx 3\%$ Al і $\approx 3\%$ Si [33–35]. Важливою особливістю й (одночасно) перевагою цих сталей є висока здатність до глибокої витяжки за кімнатної температури, що забезпечує поліпшення технологічності при проектуванні нових технологічних процесів в автомобілебудуванні. TWIP-сталі з високим вмістом Mn мають високу міцність і в'язкість, а також більш низьку щільність і, відповідно, високий потенціал при використанні в полегшених конструкціях. Залежно від вмісту Mn, що суттєво впливає на величину енергії утворення дефектів пакування ($E_{д.п.}$), в цих сталях може бути реалізовано різні ефекти: TWIP-ефект (при вмісті $\approx 25\text{--}28\%$ Mn, $E_{д.п.} \leq 20$ МДж/м²), одночасно TRIP/TWIP-ефекти ($\approx 25\text{--}28\%$ Mn, $E_{д.п.} = 20\text{--}40$ МДж/м²) і TRIP-ефект ($\approx 15\text{--}20\%$ Mn, $E_{д.п.} > 40$ МДж/м²). Місце TWIP-сталей серед інших видів високоміцних сталей показує схема на рис. 12 [35]. Видно, що вони вигідно відрізняються поєднанням високої міцності та пластичності від мартенситно-старіючих й аустенітних сталей і характеризуються високим показником $(\sigma_b \cdot \delta) = 6\text{--}8$ ГПа·%. TWIP-сталі застосовуються в автомобільній промисловості для виготовлення силових елементів

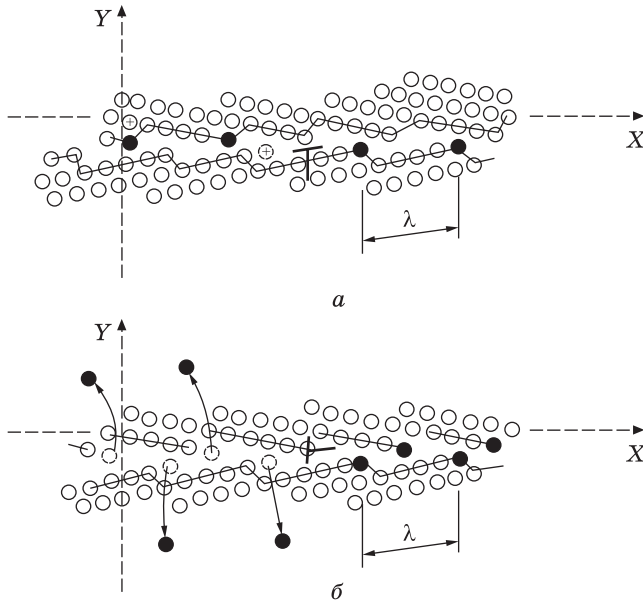


Рис. 13. Механізми міжзеренного проковзування, контрольованого межевою (а) і об'ємною (б) дифузією (за Ешбі) [39]
 Fig. 13. Mechanisms of intergrain sliding controlled by the boundary (а) and bulk (б) diffusion (according to Ashby) [39]

корпусів, лонжеронів, поперечних силових балок та інших поперечних елементів нижньої частини корпусу.

У випадках застосування TWIP- і TRIP-сталей для виготовлення зовнішніх конструктивних елементів автомобілів, які можуть піддаватися ударним впливам при аварійному зіткненні, вони проявляють ефекти деформаційного самозміцнення й енергопоглинання удару, що підвищує безпеку і вигідно відрізняє їх від стабільних сталей-аналогів, які застосовувалися раніше. Вони також застосовуються в аерокосмічній техніці, будівельній індустрії, включи сейсмостійкі будівельні конструкції (табл. 1, п. 8).

Явище надпластичності металів і сплавів — досягнення аномально високих показників пластичних властивостей у певних умовах деформації, відкрите К. Пірсоном (С.Е. Pearson) з колегами в 30–40-х роках ХХ століття та науково пояснене А.А. Бочваром і З.А. Свидерською у 1945 р., можна вважати ознакою прояви інтелектуальності матеріалів. На стопах цінкаль евтектоїдного складу (22% Al, інше — Zn) в умовах деформації з малою швидкістю (10^{-4} – 10^{-2} с $^{-1}$) за температур близьких до температури евтектоїдного переходу при досить низькому рівні напружень досягається ефект надпластичності (з відносним подовженням $\delta = 480$ – 600%) без локалізації деформації [36–38] (табл. 1, п. 9).

Відомі такі основні механізми надпластичної деформації: (а) зерномежеве ковзання (міжзеренне проковзування) і переповзання дислокацій, (б) дифузійне масоперенесення, (в) дифузійне перетворення (наприклад, евтектоїдне) та (г) бездифузійне (мартенситне) перетворення.

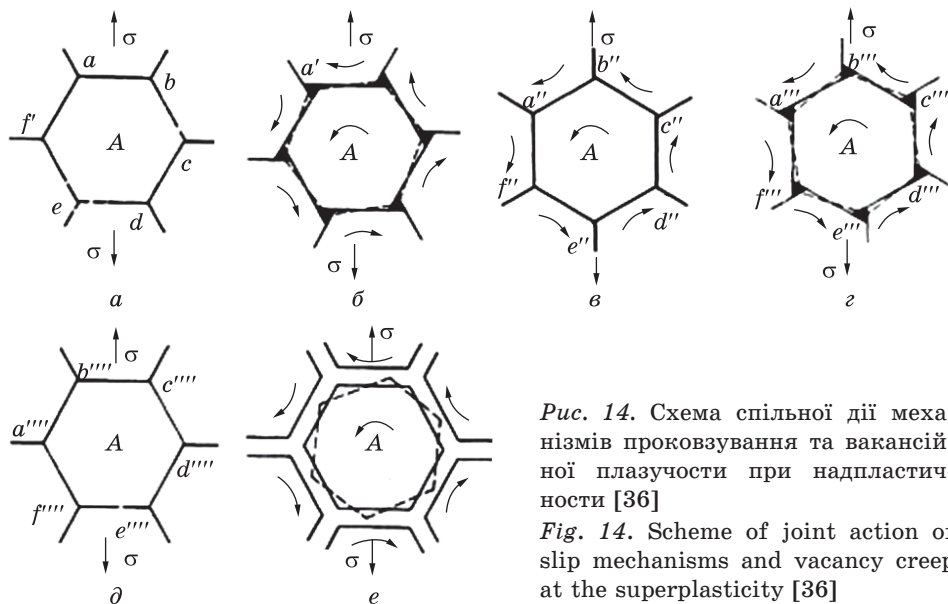


Рис. 14. Схема спільної дії механізмів проковзування та вакансійної плазучості при надпластичності [36]
 Fig. 14. Scheme of joint action of slip mechanisms and vacancy creep at the superplasticity [36]

Відповідно до моделі Ешбі [39] основними атомними механізмами надпластичної деформації більшості сплавів є міжзеренне проковзування і вакансійна плазучість, які інтерпретуються рухом межових дислокацій, й обидва процеси контролюються емісією або поглинанням вакансій на міжзеренній межі (рис. 13). В умовах надпластичності за рахунок дифузійних (поліморфних) фазових переходів механізм міжзеренного проковзування із-за руху граничних дислокацій контролюється об'ємною, а не межевою дифузією, тобто вакансійною повзучістю за Набарро–Херрінгом.

Схему спільної дії механізмів міжзеренного проковзування і вакансійної плазучості показано на рис. 14. Вона пояснює збереження рівновісної форми зерен при надпластичній деформації. При цьому акомодация зерен при спільній дії цих двох механізмів, описаних вище, відбувається за рахунок інтенсивної дифузії вже в об'ємі зерен (див. рис. 14).

Найбільш цікаве і важливе значення явища надпластичності з точки зору «інтелектуальності» матеріалів є можливість його використання не стільки для здійснення формозміни при обробленні тиском, скільки для одночасного зміцнення [36, 24]. Явище надпластичності може бути вельми ефективно використано для зміцнення ряду промислових сплавів і виробів з них в результаті особливостей формування розвиненої субструктури з підвищеною щільністю дефектів будови. Наприклад, для двофазних ($\alpha + \beta$)-титанових сплавів ВТ-6 і ВТ-14 деформація в умовах надпластичності здійснювалася пресуван-

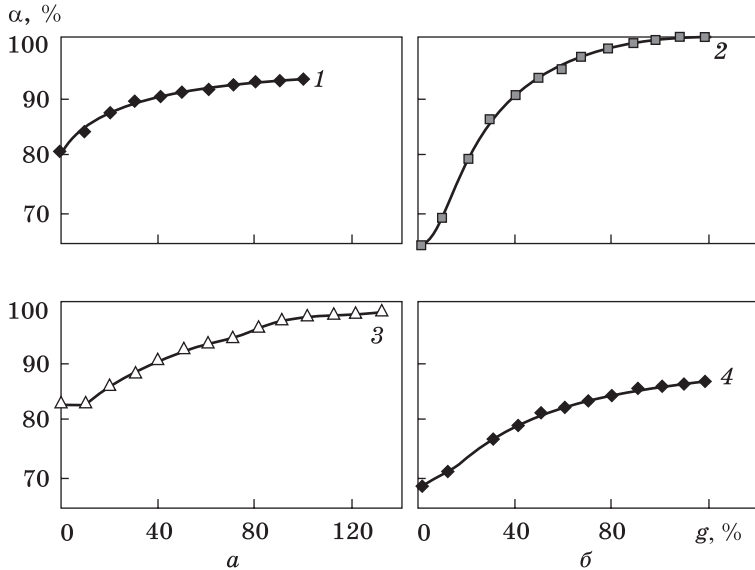


Рис. 15. Кінетика $\gamma_{\text{зал}} \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ крученням сталей: 1 — 10X14Г6 (гартування при 1000 °С, відпускання при 300 °С); 2 — 30X13 (ступінчасте гартування з 1050 °С, ізотермічна витримування при 400 °С); 3 — 20Г7СТ (гартування 900 °С, відпускання при 620 °С, 7 хв); 4 — 55С2 (ізотермічне гартування з 900 °С при 350 °С, 15 хв) [40]

Fig. 15. Kinetics $\gamma_{\text{res}} \rightarrow \alpha'$ DMTT (γ_{res} — residual austenite) via the torsion of steels: 1 — 10Cr14Mn6 (quenching at 1000 °C, tempering at 300 °C); 2 — 30Cr13 (step quenching at 1050 °C, isothermal holding at 400 °C); 3 — 20Mn7SiTi (quenching 900 °C, tempering at 620 °C, 7 min); 4 — 55Si2 (isothermal quenching from 900 °C at 350 °C, 15 min) [40]

ням з обтисненням 84% за температур 935 і 950 °С відповідно, тобто поблизу $(\alpha + \beta) \rightarrow \beta$ евтектоїдного переходу [36]. Після цього негайно охолоджували у холодній воді (гартування), а потім проводили старіння 10 г при температурі 480 °С. В результаті досягається підвищена міцність ($\sigma_{\text{в}} = 1400\text{--}1450$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1300\text{--}1400$ МПа) при задовільній пластичності ($\delta = 7\text{--}8\%$) [24].

Явища надпластичності, що реалізуються в умовах бездифузійного (мартенситного) перетворення, найбільш ефективно використовувати для зміцнення та поліпшення комплексу властивостей різних сталей. Так, після ізотермічного вальцювання за оптимальних параметрів (температури 260 °С і обтиснення 20%) з реалізацією надпластичної деформації одержано комплекс досить високих характеристик для міцності ($\sigma_{\text{в}} = 1870$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1550$ МПа), пластичності ($\delta = 20\%$, $\psi = 36\%$) й ударної в'язкості ($A_{\text{т}} = 3,8$ Дж/см²) сталі 40X [36].

При випробуванні властивостей за кімнатної температури у ПНП(TRIP)-сталях з 0,3 мас.% С, 9 мас.% Cr, 8 мас.% Ni, 2 мас.%

Mo, 2 мас.% Mn і 2 мас.% Si при міцності $\sigma_b = 1400\text{--}1700$ МПа досягається відносно подовження 25–40%, а при $\sigma_b = 700$ МПа — $\delta = 100\%$ і вище [14–16]. У сталях перехідного, аустенітно-мартенситного класу типу 09X15H8Ю, 07X16H6 після гартування з 1000 °С, оброблення холодом (–70 °С) і старіння 375–400 °С при температурах випробувань між точками M_n і M_d (70–100 °С) досягається аномально висока пластичність $\delta = 65\text{--}90\%$ при досить високій міцності $\sigma_b = 1100\text{--}1300$ МПа завдяки розвиненню $\gamma_{\text{зал}} \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ. Аномально висока пластичність також реалізується в TWIP-сталях, що було показано вище (див. табл. 1 п. 8).

Одержані поєднання ефекту надпластичності й (одночасно) високоміцного стану в одному матеріалі — задача, яку досить важко досягти. Її було вирішено в економнолегованих високоміцних і ряді стандартних конструкційних сталях, завдяки комплексному використанню відомих механізмів зміцнення у поєднанні з описаними вище механізмами деформації і (особливо) $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ за суворо оптимальною (поступовою) кінетикою, зазвичай зі зниженою інтенсивністю (рис. 15). Це може бути досягнуто в метастабільних мартенситно-аустенітних, мартенситно-аустенітно-карбідних і бейнітно-аустенітних фазово-структурних станах з невеликою кількістю $A_{\text{зал}} = 15\text{--}35\%$, що обумовлюють неактивну, вельми поступову кінетику $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ із середньою інтенсивністю $\gamma_{\text{ср}} \leq 0,3\%$ (наприклад, при деформації крученням). Режими термічного оброблення, фазовий склад і механічні властивості сталей 10X14Г6, 30X13, 20Г7СТ і 55С2 в такому стані наведено в табл. 5.

Таблиця 5. Режими оброблення, фазовий склад і механічні властивості метастабільних сталей (залишкового аустеніту, $A_{\text{зал}}$, та мартенситу деформації, $M_{\text{деф}}$) з ефектом надпластичності [40]

Table 5. The treatment regimes, phase composition and mechanical properties of metastable steels (residual austenite, $A_{\text{зал}}$, and deformation martensite, $M_{\text{деф}}$) with the superplasticity effect [40]

Марка сталі	Режим термооброблення	Фазовий склад, %		$J_{\text{ср}}$, відн. од.	Механічні властивості		
		$A_{\text{зал}}$	$M_{\text{деф}}$		$\tau_{\text{мп}}$, МПа	$\tau_{0,3}$, МПа	g , %
10X14Г6	Гартування 1000 °С, відпускання при 300 °С, 1 год	19	4	0,16	1100	710	95
30X13	Ступінчасте гартування з 1050 °С при 400 °С, 1,5 год	35	34	0,3	1560	780	120
20Г7СТ	Гартування 900 °С, відпускання при 620 °С, 7 хв	17	15	0,12	1150	810	120
55С2	Ізотермічне гартування з 900 °С при 350 °С, 15 хв	35	28	0,23	1120	630	130

Пояснити надвисоку пластичність розглянутих сталей ($g = 95\text{--}130\%$) при досягненні одночасно високоміцного стану ($\tau_{\text{пч}} = 1100\text{--}1560$ МПа) можна синергізмом комплексного використання механізмів ковзання та двійникування з механізмом $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ, пов'язаного з ослабленням сил міжатомних зв'язків і втратою стійкості кристалічної ґратниці в момент її перебудови (ГЦК \rightarrow ОЦТ). Це викликає релаксацію пікових мікронапружень і запобігає виникненню мікротріщин. Ефект синергізму, що обумовлює взаємопосилення значених механізмів, можливий не за будь-якою, а лише за оптимальною кінетикою $\gamma_{\text{зал}} \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ, яку одержано після режимів термооброблення, наведених у табл. 5.

Таким чином, величина ефекту надпластичности залежить від хімічного складу стопів, мікроструктури, типів міжатомних механізмів реалізації фізичних процесів (міжзеренного ковзання, дифузійного спрямованого масоперенесення, евтектоїдного або мартенситного перетворень), температурно-швидкісних умов проведення деформації, які обумовлюють оптимальну кінетику $\gamma_{\text{ост}} \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ з невисокою інтенсивністю.

Як зазначалося вище, одним з основних ознак і важливою особливістю всіх видів ІМ є їх здатність перетворювати один вид енергії в інший [2], у зв'язку з чим, цим перетворенням енергії слід керувати [3] задля одержання максимально корисного результату. Розглянемо цю ознаку на прикладі метастабільних ІМ стосовно до різних умов зовнішнього впливу і, відповідно, до можливості перетворення механічної енергії, що підводиться ззовні, на основі аналізу ряду результатів досліджень [7, 12, 18].

Метастабільні інтелектуальні стопи істотно відрізняються від фазово-стабільних здатністю поглинати значно більшу величину механічної енергії, що підводиться ззовні, при випробуваннях і експлуатації. Ця здатність пояснюється витратою частини енергії, що підводиться на реалізацію ДФПЗ і пов'язаних з ними фазово-структурними змінами. У загальному вигляді, незалежно від способу навантаження і виду механічної енергії, що підводиться ззовні, її величина в процесі випробувань або експлуатації метастабільних стопів витрачається відповідно до закону збереження енергії згідно наступного енергетичного балансу:

$$E = E_{\text{пд}} + E_{\text{дз}} + E_{\text{д}} + E_{\text{ДФПЗ}} + E_{\text{Т}} + E_{\text{Р}}, \quad (8)$$

де $E_{\text{пд}}$ — енергія, що витрачається на пружну деформацію (після руйнування вона повертається, зникає), $E_{\text{дз}}$ — енергія, що витрачається на деформаційне зміцнення, $E_{\text{д}}$ — енергія, що витрачається на рух дислокацій при деформації, $E_{\text{ДФПЗ}}$ — енергія, що витрачається на реалізацію ДФПЗ, $E_{\text{Т}}$ — теплова енергія, що розсіюється в навколишній простір, $E_{\text{Р}}$ — енергія, що витрачається на подолання міжатомних зв'язків і руйнування кристалічної ґратниці.

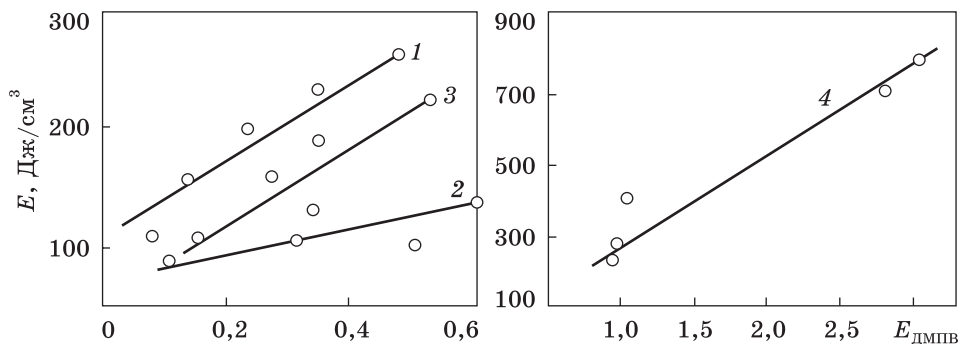


Рис. 16. Залежність між витратами енергії на $\gamma_{\text{звд}} \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ і загальною енергоємністю сталей: 1 — 30X2Г6С2Ф, гартування зі ступінчастим нагріванням при 500–800 °С, аустенізації при 1100 °С; 2 — 30X4Г6С2Ф, гартування з 890 °С з різним часом витримок від 5 до 120 хв; 3 — X12Ф1, гартування з різних температур 1050–1200 °С у масло, відпускання при 200 °С; 4 — 30X13, гартування зі ступінчастим охолодженням на повітрі та витримуванням при 600–200 °С [7]

Fig. 16. The relation between the energy cost for $\gamma_{\text{res}} \rightarrow \alpha'$ DMTT ($E_{\text{ДМПВ}}$) and the total energy intensity (E) of steels: 1 — 30Cr2Mn6Si2V, quenching with step heating at 500–800 °C, austenitization at 1100 °C; 2 — 30Cr4Mn6Si2V, quenching at 890 °C, various holding time from 5 to 120 min; 3 — Cr12V1, quenching from various temperatures 1050–1200 °C in oil, tempering at 200 °C; 4 — 30Cr13, quenching with step cooling on air at 600–200 °C [7]

У свою чергу, складову $E_{\text{ДФПЗ}}$ може бути представлено сумою енергетичних витрат на реалізовані в конкретних стопах і умовах навантаження ДФПЗ (ДМПВ, ДДС, трансформація карбідних фаз тощо):

$$E_{\text{ДФПЗ}} = E_{\text{ДМПВ}} + E_{\text{ДДС}} + \dots \quad (9)$$

У більшості випадків при статичних випробуваннях встановлено лінійні залежності між енергетичними затратами на ДМПВ і загальної їх енергоємністю високоміцних сталей 30X2Г6С2Ф і 30X4Г6С2Ф, інструментальної сталі X12Ф1 і неіржавійної сталі 30X13 після різних режимів термооброблення (рис. 16).

У зв'язку з неадитивним внеском ДФПЗ в енергоємність системи внаслідок подвійного зміцнювально-релаксаційного їх характеру складову енергетичного балансу $E_{\text{ДМПВ}}$ представлено наступною сумою:

$$E_{\text{ДМПВ}} = E'_{\text{дз}} + E'_d \pm E'_p + E'_{\text{ДМПВ}}, \quad (10)$$

де $E'_{\text{дз}}$ — енергія, необхідна для подолання додаткового деформаційного самозміцнення, пов'язаного з утворенням мартенситу деформації, E'_d — енергія, обумовлена полегшенням пластичної деформації за рахунок перебігу ДМПВ, E'_p — енергія, що витрачається на руйнування більш міцного мартенситу деформації і гальмування поширення тріщин, $E'_{\text{ДМПВ}}$ — енергія, що поглинається металом власне на

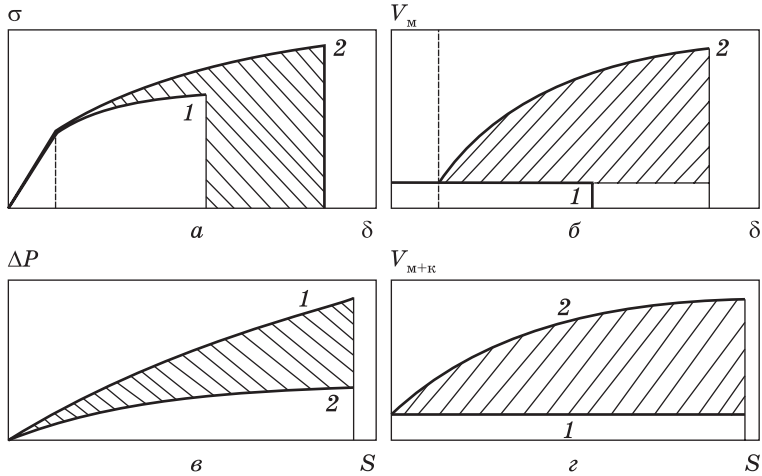


Рис. 17. Збільшення енергетичних витрат (заштриховані ділянки) за рахунок реалізації ДФПВ при статичних випробуваннях (а, б) і при зношуванні (в, г) фазово-стабільних (1) і метастабільних (2) стопів: а — діаграми випробувань на розтягання; в — криві зношування; б і г — кінетичні мартенситні криві при деформації [7]

Fig. 17. Increase of the energy costs (shaded areas) due to the realization of DIPTT during the static tests (a, б) and wear (в, г) of phase-stable (1) and metastable (2) alloys: a — diagrams of tensile tests; в — wear curves; б and г — kinetic martenitic curves at the deformation process [7]

ДМПВ (тобто перебудову кристалічної ґратниці). Аналогічно можна уявити складову $E_{\text{ддс}}$ у випадках реалізації ДДС.

Таким чином, складові $E_{\text{дз}}$, $E_{\text{д}}$, $E_{\text{р}}$ в загальному енергетичному балансі згідно правила адитивності будуть збільшені відповідно на величини $E'_{\text{дз}}$, $E''_{\text{дз}}$, $E'_{\text{д}}$, $E''_{\text{д}}$, $E'_{\text{р}}$, $E''_{\text{р}}$ за рахунок реалізації ДФЗ і пов'язаних з ними виробничих процесів самозміцнення, полегшення деформації і труднощів зародження і поширення тріщин:

$$E = E_{\text{з}} + (E_{\text{дз}} + E'_{\text{дз}} + E''_{\text{з}}) + (E_{\text{д}} + E'_{\text{д}} + E''_{\text{д}}) + (E_{\text{р}} \pm E'_{\text{р}} \pm E''_{\text{р}}) + E'_{\text{дмпв}} + E'_{\text{ддс}} + \dots + E_{\text{т}}. \quad (11)$$

ДФФЗ, що розвиваються в метастабільних інтелектуальних стопах, не тільки вимагають витрат на перебіг власне фазових перетворень, як це уявлялося раніше, а й виступають як ефективні механізми, що збільшують енерговитрати, пов'язані з самозміцненням, підвищенням пластичності, гальмуванням зародження та розвинення тріщин.

Енергетичний внесок ДМПВ в загальну енергоємність стопів схематично ілюструє рис. 17. Порівняння діаграм деформації сталей однакового фазового складу зі стабільним (1) і метастабільним (2) аустенітом, а також відповідних мартенситних кривих деформації (площі під якими характеризують витрати енергії $E_{\text{дмпв}}$) (рис. 17, а і б) пока-

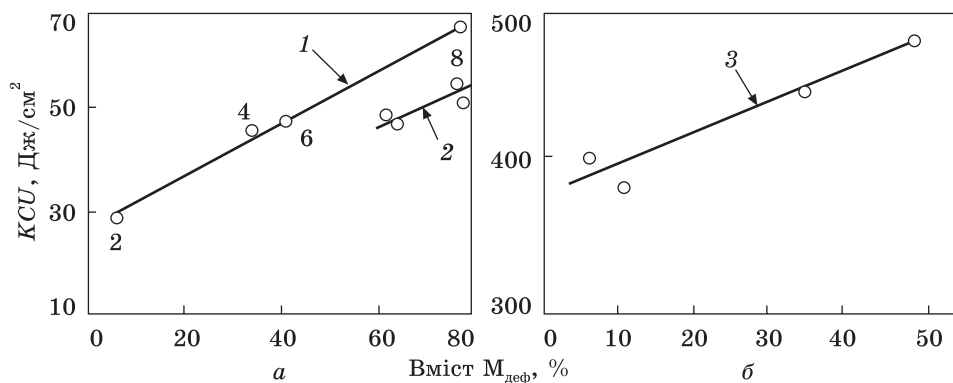


Рис. 18. Залежність ударної в'язкості від кількості мартенситу деформації, $M_{\text{деф}}$, що утворився в зламах зразків сталей: 1 — 30X(2–8)Г6С2Ф з різним вмістом Cr (цифри біля точок) після гартування від 1050 °C і відпускання при 200 °C; 2 — 30X6Г6С2Ф, гартування зі ступінчастим нагріванням при 500–800 °C, аустенітизація при 1100 °C, охолодження в маслі; 3 — 08Х18Г6СФ, гартування від 1050 °C з різними витримками від 10 до 60 хв у маслі [7]

Fig. 18. The dependence of impact strength on the amount of strain-induced martensite, $M_{\text{деф}}$, formed in the fractures of the steel samples: 1 — 30Cr(2–8)Mn6Si2V with different chromium content (numbers near the points) after the quenching from 1050 °C and tempering at 200 °C; 2 — 30Cr6Mn6Si2V, quenching with step heating at 500–800 °C, austenitization at 1100 °C, cooling in oil; 3 — 08Cr18Mn6-SiV, quenching from 1050 °C with various holding from 10 to 60 min in oil [7]

зує додаткові витрати механічної енергії, що підводиться, обумовлені перебігом ДМПВ (заштриховані ділянки). Ці витрати енергії пов'язані з одного боку з деформаційним самозміцненням ($E'_{\text{ДЗ}}$), що збільшує площу діаграми в напрямку осі напруження (σ) на величину деформаційного зміцнення $\Delta\sigma$ при розтягуванні аналогічно тому, як було показано при крученні ($\Delta\tau$) за рівнянням (2). З іншого боку витрати енергії, зумовлені полегшенням деформації ($E'_{\text{Д}}$), збільшують площу діаграми в напрямку осі деформації (відносного подовження δ) на величину $\Delta\delta'$.

При випробуваннях на зношування, так само як і при експлуатації ІМ зі зношуванням, вираш в енерговитратах за рахунок протікання ДФПЗ в поверхневих шарах можна уявити порівнянням кривих зношування (в координатах втрати ваги (ΔP)—шлях тертя (S)) фазово-стабільного (1) і метастабільного (інтелектуального) (2) стану стопу (рис. 17, в, заштрихована ділянка). Цей вираш корелює з енерговитратами на ДФПЗ ($E_{\text{ДФПЗ}}$) (рис. 17, г) (заштрихована область), забезпечує зниження втрат ваги та підвищення зносостійкості метастабільних інтелектуальних стопів за рахунок ефекту поверхневого самозміцнення в порівнянні з фазово-стабільними. Аналогічну інтерпретацію збільшення енерговитрат зроблено стосовно до інших видів випробувань (динамічних, циклічних (втомних) тощо) з деякими їх специфічними особливостями.

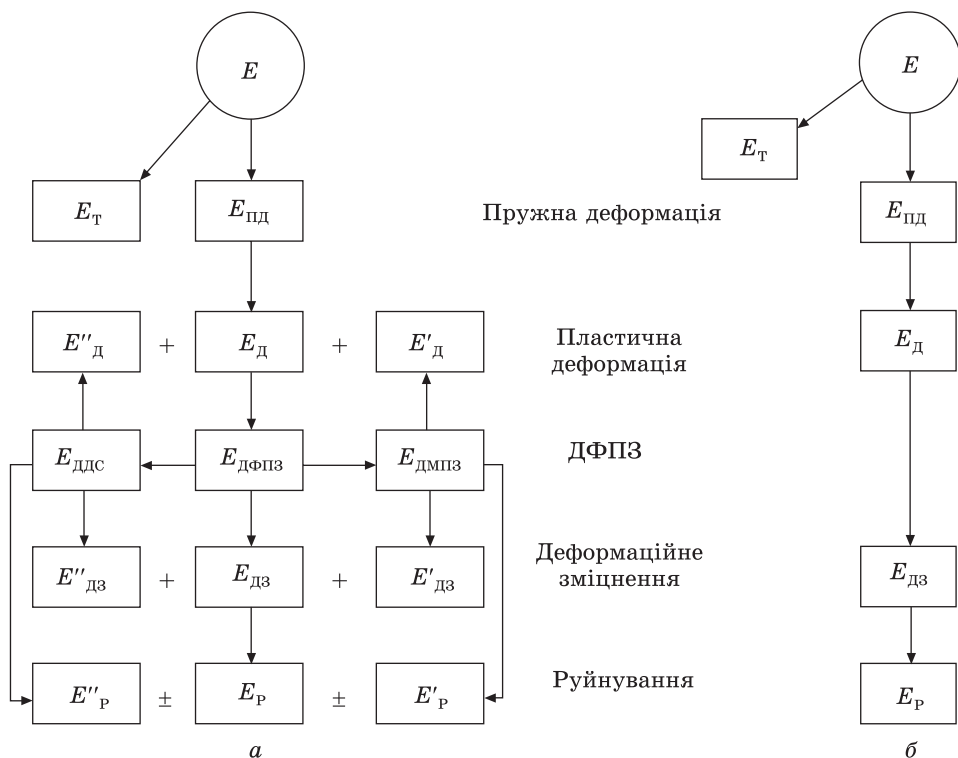


Рис. 19. Ієрархічні моделі дисипації енергії в процесі еволюції при випробуваннях (експлуатації) фазово-метастабільних (а) і фазово-стабільних (б) сталей [7] (див. також вирази (8)–(14))

Fig. 19. Hierarchical models of energy dissipation during evolution at the testing (operation) of phase-metastable (a) and phase-stable (b) alloys [7] (see also expressions (8)–(14))

При динамічних випробуваннях на вигін зразків з надрізами ударну в'язкість можна розділити на складові енерговитрати на зародження і розвинення тріщини з урахуванням вкладу в підвищення енергоемності завдяки розвиненню ДМПВ (E'_3 і $E'_{розв}$) і ДДС (E''_3 і $E''_{розв}$) у метастабільних інтелектуальних сталях:

$$E_p = (E_3 \pm E'_3 \pm E''_3) + (E_{розв} \pm E'_{розв} \pm E''_{розв}). \quad (12)$$

Складові E'_3 , E''_3 і $E'_{розв}$, $E''_{розв}$ можуть мати різний знак (\pm) і, відповідно, збільшувати або, навпаки, зменшувати наведені вище складові енерговитрати залежно від кінетики ДМПВ і його об'єму. Для більшості метастабільних інтелектуальних, досліджених нами Fe–Cr–Mn- і Fe–Mn-сталей, аустенітного, аустенітно-мартенситного й аустенітно-феритного класів, ударна в'язкість зазвичай лінійно зростає зі збільшенням об'єму мартенситу деформації, що утворився в зла-

мах ударних зразків (рис. 18) в наслідок ДМПВ. Наявність лінійних залежностей KCV (KCU)– α' свідчить про домінуючий внесок ДМПВ у формування ударної в'язкості, а інші чинники, ймовірно, менш значимі.

Згідно із запропонованим принципом синергізму (фазово-структурній самоорганізації) у створених авторами з колегами метастабільних інтелектуальних стопах і зміцнювальних технологіях передбачається взаємопосилення впливу різних механізмів і факторів, завдяки керованому використанню ДФПЗ, що значно перевищують вплив кожного з факторів окремо. Розроблено ієрархічну модель [7] домінуючих механізмів деформації та фазових перетворень і пов'язаної з ними дисипації енергії, що підводиться в процесі еволюції метастабільних стопів при навантаженні (рис. 19, а).

Метастабільні стопи вигідно відрізняються від фазово-стабільних (рис. 19, б) значно більш високим рівнем самоорганізації, пов'язаної з розгалуженістю дисипації енергії та збільшенням біфуркацій на цих стадіях. Останні визначаються як закладеною природою метастабільного стопу, так і кінетикою та об'ємом реалізації ДФПЗ в процесі їх деформаційної еволюції.

На рисунку 19, а показано розгалуження системи дисипації енергії, що підводиться в разі реалізації в стопі ДМПВ і ДДС. Чим більше в стопі реалізується деформаційних фазових, структурних й інших керованих перетворень і змін, що обумовлюють поглинання підвідної ззовні енергії, тим вище ступінь розгалуження системи дисипації та збалансованого перерозподілу енерговитрат, вище рівень самоорганізації матеріалу в процесі експлуатації. Наслідком ускладнення розгалуження ієрархії дисипації енергії за рахунок ДФПЗ є формування в ході випробувань (експлуатації) більш досконалих і енергоємних фазово-структурних комплексів (дефектів пакування, мартенситу деформації, надлишкових фаз проникнення, дислокаційних субструктур тощо).

В інтелектуальних TWIP-стопах можна вважати, що енергія зовнішнього впливу на матеріал витрачається на пружну, потім пластичну деформацію, деформаційне зміцнення та розвинення структурних перетворень і, відповідно, на посилення опору зношуванню одержуваної структури матеріалу. Можна аналогічно розкласти складові енергетичного балансу поглинання енергії зовнішнього впливу (навантаження, зношуваного середовища) на наступні складові:

$$E = E_{\text{пд}} + E_{\text{д}} + E_{\text{дз}} + E_{\text{т}} + E_{\text{р}}, \quad (13)$$

де $E_{\text{пд}}$, $E_{\text{д}}$, $E_{\text{дз}}$, $E_{\text{т}}$, $E_{\text{р}}$ — складові енергетичного балансу, про який йдеться у рівнянні (8).

Відповідно до опису відомих механізмів пластичної деформації і зміцнення в TWIP-стопах, наведених вище, складову $E_{\text{дз}}$ доцільно за

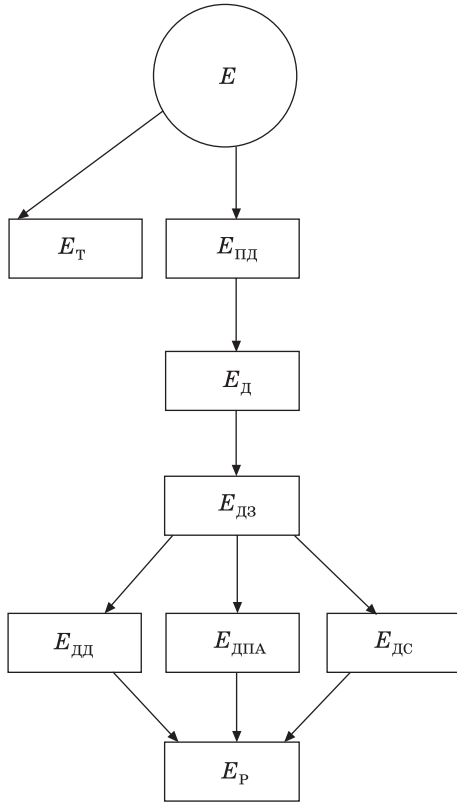


Рис. 20. Ієрархічна модель дисипації енергії в процесі еволюції при випробуваннях (експлуатації) структурно-метастабільних стопів (TWIP-стопів) (див. також рівняння (13) і (14))

Fig. 20. Hierarchical model of energy dissipation during evolution at testing (operation) of structurally metastable alloys (TWIP alloys) (see also Eqs. (13) and (14))

правилом адитивності представити наступною сумою:

$$E_{дз} = E_{дд} + E_{дпа} + E_{дс}, \quad (14)$$

де $E_{дд}$, $E_{дпа}$ і $E_{дс}$ — енергії, що витрачаються на утворення двійників деформації, дефектів пакування атомів і дислокаційних субструктур відповідно.

Графічно дисипацію енергії в TWIP-стопах можна уявити (рис. 20) аналогічно тому, як показано на рис. 19 для фазово-метастабільних стопів, що зазнають змін при ДФПЗ.

Залежно від величини енергії утворення дефектів пакування в ряді метастабільних стопів можлива реалізація одночасно TRIP- і TWIP-ефектів [33–35]. Для них, очевидно, дисипація енергії буде складнішою і розгалуженішою, що включає механізми дисипації, які властиві цим двом типам перетворень. Частка кожного з механізмів у цих випадках буде залежати від величини утворення дефектів пакування і визначатися хімічним складом стопу.

Таким чином, феноменологічне підвищення зносостійкості фазово- і структурно-метастабільних стопів може бути пояснено комплексним використанням основних традиційних механізмів зміцнення в поєднанні з механізмами ДФПЗ (TRIP), TWIP, збільшення об'єму та лінійного росту, синергізму і гармонійного поєднання цих складових, завдяки оптимальній (узгодженій) кінетиці фазових і структурних перетворень у поверхневих шарах [7]. Одержані результати і закономірності можуть бути використані при розробленні нових ІМ різного функціонального застосування: високоміцних, корозійностійких, зносостійких, конструкційних та інструментальних стопів з метастабільною структурою і проектуванні нових зміцнювальних технологій для поліпшення їх властивостей.

На використанні прямого і зворотного мартенситних перетворень засновано високу демпферну здатність ІМ, наприклад, стопу Cu–Zn–Al (3–8% Cu, 4–6% Al, 22–28% Zn), що пригнічує вібрацію, застосовується в пасивних композиційних матеріалах (табл. 1, п. 7) [41]. Його демпферні властивості, які засновані на поглинанні енергії при оборотній перебудові мартенситних варіантів, завдяки наявності гістерезису при навантаженні–розвантаженні, вибірково змінюються в залежності від температури експлуатації. У міру зниження навколишньої температури зростає величина гістерезису при мартенситному переході, що збільшує ефект демпфування [4]. Цей ефект використовується при експлуатації слаломних лиж. Аналогічна ідея використовується для демпфування сейсмічних коливань надпружними стопами нітинол (NiTi), що вводяться в конструкції сейсмостійких будівель [42]. При цьому, на жаль, пасивне демпфування коливань обмежене лише певними експлуатаційними режимами (табл. 1, п. 7). Значно більший інтерес представляють інтелектуальні структури з активним контролем коливань, що мають набагато більш високу ефективність демпфування, і, як наслідок, більш широку сферу застосування [4].

Підвищені демпферні властивості полімерних матеріалів, наприклад, поліуретану марок типу СКУ-ПФЛ-70 (див. табл. 1, п. 10) можна пояснити обертанням сегментів макромолекул і макромолекулярних ланцюгів, перебудовою макромолекулярної і надмолекулярної структур при навантаженні в процесі експлуатації. Це збільшує внутрішню тертя і пружну післядію, що і забезпечує істотне поглинання механічної енергії зовнішнього впливу і підвищує демпферну здатність матеріалу [43]. Рухливість макромолекулярних ланцюгів також залежить від ряду факторів: складу полімеру, внутрішньої структури, температури та швидкості деформації, схеми пружного стану тощо), аналогічно тому, як це було показано вище для інтелектуальних стопів з метастабільним аустенітом. З таких ІМ з поліуретану СКУ-ПФЛ-70 виготовляють, зокрема, пружні елементи муфт типу МУВП, вони характеризуються високими показниками демпфування та захисту від руйнувань деталей обладнання за екстремальних навантажень [43].

Таким чином, використання явища деформаційної (в ряді випадків термодформаційної) метастабільності, — деформаційних (термодформаційних) фазових перетворень: мартенситних, ДДС, трансформації карбідних й інших твердих надлишкових фаз втілення, — а також структурної метастабільності з реалізацією деформаційних механізмів двійникування, утворення дефектів пакування, дислокаційних субструктур, уможливили створення різнофункціональних матеріалів, унікальних за своїми властивостями й, особливо, їх складом. Це такі матеріали, як високоміцні сталі з підвищеною пластичністю

і ударною в'язкістю (включаючи TRIP-і TWIP-сталі) [9–17, 33–35], кавітаційностійкі сталі [11–13], корозійностійкі сталі аустенітно-мартенситного, мартенситно-аустенітного, аустенітно-феритного, ферито-аустенітного класів [7, 12], зносостійкі сталі [7, 10, 12, 18], зносостійкі чавуни [7, 12, 22, 23], порошкові натоплювальні матеріали та натоплені зносостійкі й жаро-зносостійкі сталі та чавуни [7, 12, 20], сталі з ефектом надпластичності [24, 36–40], стопи з ефектом пам'яті форми [3–6, 28–32, 41, 42].

Зазначені ефекти від $\gamma_{\text{зал}} \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ завдяки розробленим оригінальним способам і режимам оброблянь (термічного, плазмового, лазерного, електронно-променевого тощо, а також їх комбінацій) реалізовано в інструментальних стандартних сталях (марки X12M, X12Ф1, 5ХНМ, 6ХС, ХВГ, 9ХС, Р6М5 тощо) [7, 12, 18, 19], сталях, що цементуються (18ХГТ, 25ХГТ, 18Х2Н4А, 25ГЛ тощо) [12, 19, 20, 24], конструкційних сталях типу 55С2, 30ХМА, 45ХН2МФА, 65Г [7, 12, 24]; оборотні мартенситні перетворення — в демпфувальних стопах [4, 41, 42] і багатьох інших. Це уможливило значне поліпшення комплексу фізико-механічних й експлуатаційних властивостей наведених вище матеріалів і виробів, що виготовляються з них і, в цілому, поліпшити якість багатьох машин і різноманітного обладнання.

4.2. Матеріали, в яких реалізуються ядерні (радіаційні) перетворення

До наступної групи фізичних явищ відносяться радіоактивність, ядерні (радіаційні) перетворення (див. рис. 1), що мають місце в радіоактивних матеріалах за певних умов, які є областю знань ядерної фізики. Радіоактивність хімічних елементів, відкрита А. Беккерелем в 1896 р. і досліджена в фундаментальних роботах М. Склодовської-Кюрі і П. Кюрі, Е. Резерфорда, Ф. Содді, К. Фаянса з колегами [44], стала найбільшим відкриттям ХІХ століття, початком атомної ери в розвитку людства. Радіоактивні елементи і ядерне паливо для атомних реакторів атомної енергетики і морських суден також є певною мірою ІМ, оскільки проявляють всі п'ять ознак, наведених вище, за якими проведено справжній аналіз фізичних явищ і перетворень, що використовуються в ІМ. До них відносяться наявність ініціуювального (збуджувального) чинника в умовах експлуатації — радіоактивності, опромінення для запуску ядерних або термоядерних реакцій розпаду або синтезу; проявлення внутрішніх і зовнішніх ознак самоорганізації фізичного стану; керованості цими реакціями (що в більшості випадків переважно) для одержання максимального ефекту — максимального виходу колосальної енергії (при мінімальних витратах) або одержання інших хімічних елементів з абсолютно іншими властивостями. Ефективність перебігу ядерних реакцій і одержува-

ний позитивний результат залежать від складу ядерного палива (уран-235 і -238 (^{235}U , ^{238}U), плутоній-239 (^{239}Pu), торій-232 (^{232}Th), уран-гадолінієве, уран-плутонієве), фізичних умов реалізації ядерних реакцій тощо [45], аналогічно тому, як це було показано вище для метастабільних ІМ. Ці цікаві явища й ядерні перетворення відносяться до розділу фізики атомного ядра, тому в даній роботі детально не розглядаються, адже є предметом спеціального докладного розглядання й обговорення.

Аналогічний підхід можна зробити і в оцінюванні ступеню реалізації фізичних явищ, величини й якості одержуваного позитивного результату від реалізації електричних, магнетних, оптичних, механічних й інших ефектів.

4.3. ІМ з електричними та магнетними ефектами

Приклади реалізації цих ефектів у відповідних функціональних матеріалах наведено в табл. 6.

Наприклад, для *п'єзоелектричних матеріалів* прямий ефект, який було відкрито братами П'єром і Жаком Кюрі у 1880 р., полягає у виникненні поляризації кристала діелектрика під дією механічного напруження та пружних деформацій (Δh) (рис. 21) внаслідок перебудови доменної структури (табл. 6, п. 11). Зворотний п'єзоелектричний ефект проявляється у виникненні пружних деформацій (Δh) під дією електричного поля, підведеного до п'єзокристалу (рис. 21), внаслідок перебудови його структури (табл. 6, п. 12). Спочатку цей ефект було відкрито на природних матеріалах, таких як кварц, турмалін, топаз,

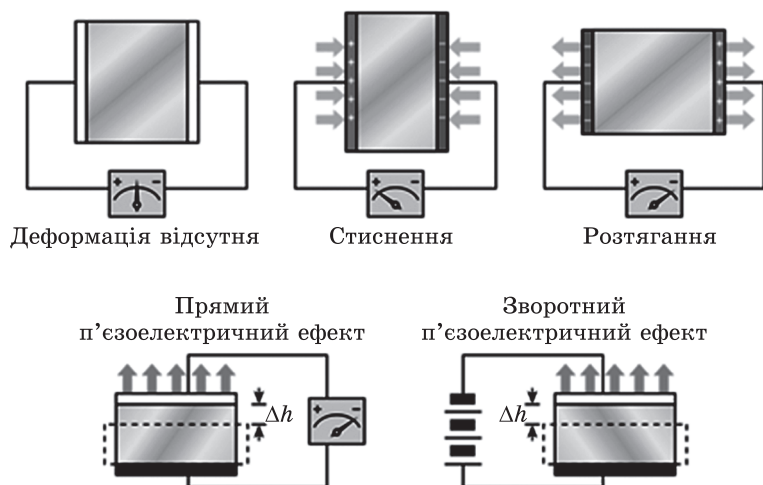


Рис. 21. Схема прямого і зворотного п'єзоелектричного ефекту [2]

Fig. 21. The schematic for direct and inverse piezoelectric effect [2]

Таблиця 6. Електричні й магнетні явища та перетворення, що реалізують позитивні ефекти в інтелектуальних матеріалах
Table 6. Electrical and magnetic phenomena and transformations that realize positive effects in smart materials

№	Назва явища, перетворення	Збуджувальна причина	Позитивний результат	Джерело
11	П'єзоелектричний ефект	Механічні напруження, пружна деформація	Виникнення різниці потенціалів на протилежних гранях п'єзокристала	[2, 46–49]
12	Зворотний п'єзоелектричний ефект	Змінне напруження	Виникнення пружних деформацій і коливань, частота яких відповідає частоті змінного струму, що підводиться	[2, 46–49]
13	Надпровідність	Зниження температури до 0–90 К, накладання електричного поля	Стрибокподібне падіння електроопору до 0 — виникнення надпровідності	[50–54]
14	Фотоелектричний ефект (внутрішній)	Світловий потік	Виникнення електричного струму, перетворення сонячної енергії в електричну	[55–58]
15	Термоелектричний ефект (Зеебека)	Нагрівання «гарячого» з'єднання	Вимірювання температури речовин від ≈ 4 до ≈ 2500 К (залежно від матеріалів термопар)	[59, 70, 71]
16	Тензорезистивний ефект	Пружні напруження й деформації	Вимірювання механічних напружень і деформацій	[60, 61]
17	Ефект магнетострикції	Магнетне поле	Виникнення механічної напруги, зміна форми і розмірів виробу	[62–64]
18	Зворотний ефект магнетострикції (магнетопружний ефект)	Механічні напруги і деформація	Зміна показників намагнетованості	[62–64]
19	П'єзомагнетизм	Механічні напруження	Виникає феромагнетизм	[62, 72, 73]
20	Магнетні звуко- і відеозаписи та відтворення	Змінне магнетне поле від сигналу, що записується	Багаторазове формування інформації за намагнетованістю певної інтенсивності й модуляції	[65–67]
21	Співіснування різних типів магнетного впорядкування	Магнетне та електричне поля	Спонтанна намагнетованість і поляризація, магнетострикція, п'єзоелектричний, електромагнетний, магнетодіелектричний ефекти (або «магнетоємність»)	[74, 75]
22	Гігантський магнетоопір	Величина і напрям магнетного поля	Гігантська (колосальна) зміна магнетоопору в багатошарових матеріалах і плівках	[76, 77]

сегнетова сіль [2], а пізніше виявлено на ряді інших, штучно створених матеріалах.

Робочі діапазони частот ультразвукових коливань, величини різниці потенціалів та інші характеристики п'єзоелектричних кристалів, наприклад, кварцу, топазу, турмаліну, п'єзокерамічних матеріалів — титанату барію (BaTiO_3) і титанату свинцю (PbTiO_3) [2, 46, 47], ніобату літію, титанат-цирконату свинцю-лантану $\text{Pb}_{1-x}\text{La}_x \times (\text{Zr}_y\text{Ti}_{1-y})_{1-x/4}\text{O}_3$, магноніобату свинцю $\text{PbMg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3}\text{O}_3$, а також полімерних матеріалів полівініліденфторид (PVDF) і його сополімери з тріфторетіленом і тетрафторетіленом [2, 48] (табл. 6, пп. 11, 12) — істотно різняться. Це також свідчить про важливу роль хімічного складу, природи і будови кристалів, характеристик збуджувального та інших факторів у виникненні електричних властивостей. Прямий п'єзоелектричний ефект використовується для вироблення електричних сигналів, у п'єзозапальничках, різних датчиках, мікрофонах, гідрофонах, голівках звукознімачів, для виготовлення п'єзоелектричної фарби [49], сейсмічного, ультразвукового і акустичного обладнання [2].

Зворотний п'єзоелектричний ефект застосовується в акустичних випромінювачах різного застосування, в п'єзоелектричних ультразвукових генераторах, в системах механічних переміщень (активаторах), у п'єзоелектричних двигунах, струменевих принтерах. Прямий і зворотній ефекти використовуються в кварцових резонаторах, п'єзотрансформаторах, у приладах генерації поверхневих акустичних хвиль та інших пристроях.

Схожі висновки можна зробити і при аналізі одержаних позитивних результатів від реалізації наступних фізичних ефектів: надпровідності [50–54], фотоелектричного [55–58], термоелектричного [59], терморезистивного [60, 61], магнетострикції [62–64], п'єзомагнетних [62], магнетного запису і перезапису [65–67] (табл. 6, пп. 13–20). Ці ефекти все ширше використовуються в сучасних пристроях: елементах сонячних батарей (фотоелектричних генераторах), приладах кріоелектроніки, всіяких датчиках, ультразвукових перетворювачів, магнетних носіях інформації та багатьох інших.

Явище електричної надпровідності (див. п. 13 у табл. 6), що характеризується різким падінням електроопору провідників поблизу абсолютного нуля, пояснюється утворенням Куперових пар електронів із цілим спіном, які зазнають конденсацію Бозе–Айнштайна з утворенням і безперешкодним рухом надплинної електронної рідини під дією електричного поля згідно з феноменологічною теорією Гінзбурґа–Ландау. Ще в 1931 році Майсснер і Оксенфельд виявили у надпровідності ще одну цікаву властивість надпровідників: магнетне поле у них не проникає, натомість повністю виштовхується назовні. Як результат, надпровідники — не лише матеріали з нульовим опором, а й ідеальні діамантики.

Фундаментальні та прикладні дослідження останніх років показали можливість підвищення критичної температури переходу матеріалу в надпровідний стан. Стоп Nb_3Ge , відкритий в 1973 р., характеризується критичною температурою переходу 30 К. В 1986 р. відкрито абсолютно новий надпровідник на оксидах міді, а рік потому синтезовано надпровідник з цієї ж серії — ітрій-барієвий купрат ($YBa_2Cu_3O_7$) — з критичною температурою 93 К. На сьогоднішній день рекорд належить талієвим і ртутним надпровідникам (які відкриті Е. Антиповим), у яких критична температура досягає 135 К, а за високого тиску — 165 К [68]. У 2008 році японськими вченими Хосоно та його групою виявлено надпровідність в сполуках заліза, яка реалізується по шарах «залізо–арсен» («залізо–миш'як»). Ці матеріали ізотропні й тому мають дуже великий потенціал для практичних застосувань у дротах. Нарешті, в 2014 р. групою вчених з Інституту фізики імені Макса Планка виявлено надпровідність в гідратах сірки за високого тиску, близько 2 Мбар, яка існує аж до температур ≈ 180 –190 К [68].

Прикладами надпровідникових матеріалів є деякі чисті метали, стопи і сполуки металів і напівпровідників (Ta_3Sn , Nb_3Ge , Nb_3Al , Nb_3Sn , V_3Si , V_3Ga та інші), деякі види кераміки (ВТНП-кераміки) в криоелектроніці, з яких виготовляють криотони, криоелектронні резонатори, надпровідникові та пароелектричні підсилювачі й інші пристрої [50–54]. Таким чином, параметри цікавих ефектів надпровідників залежать від їх природи і фазово-хімічного складу, а також умов (температура, тиск) реалізації явища надпровідності.

Фотоелектричний ефект — виникнення електричного струму під впливом світла, обумовленого переходом електронів з пов'язаних станів у квазивільні в середині твердого тіла, що супроводжується виникненням нерівноважного стану електронної системи (див. п. 14 у табл. 6). У напівпровідникових матеріалах під впливом світлового потоку виникає напівпровідниковий електронно-дірковий перехід або гетероперехід [55–58]. Фотоелектричний ефект було виявлено Г. Герцом в 1887 р., який спостерігав посилення процесу розряду при опроміненні іскрового проміжку ультрафіолетовим випроміненням. Згідно з результатами фундаментальних досліджень фотоэффекту та закону А.Г. Столетова [69] при фіксованій частоті падаючого світла число фотоелектронів, що вириваються з катода в одиницю часу, пропорційне інтенсивності світла (сила фотоструму насичення пропорційна енергетичній освітленості (E_e) катода). Максимальна початкова швидкість (максимальна початкова кінетична енергія) фотоелектронів не залежить від інтенсивності падаючого світла, а визначається тільки його частотою (n). Для кожної речовини існує якась «червона» межа фотоэффекту, тобто мінімальна частота (n_0) світла, яка залежить від хімічної природи речовини і стану його поверхні.

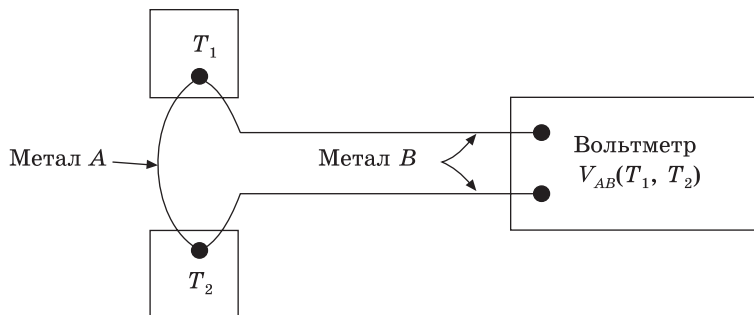


Рис. 22. Схема ідеальної термопари: A, B — провідники з різних металів; T_1 і T_2 — температури контактів провідників [70]

Fig. 22. Scheme of an ideal thermocouple: A, B —conductors from different metals; T_1 and T_2 are the temperatures of the conductor contacts [70]

Нижче неї фотоэффект неможливий. Тут доречно провести аналогію залежності наведеного вище результату фотоэффекту із залежністю інтенсивності ДМПВ і кількістю мартенситу деформації, що утворився (як результату — ступеня деформаційного самозміцнення), від фізичної природи стопу (його хімічного складу), умов навантаження, що було показано вище (див. розділ 4.1). Матеріали, що володіють фотоелектричним ефектом, застосовуються для виготовлення фотоелементів сонячних батарей, фотоелектричних генераторів. Це такі матеріали як кремній, германій, телур, леговані Zn або Au, сполуки складів $A^{IV}B^{VI}$ (ZnS, ZnO, InSb, PbS, CdS, PbTe та інші), $A^{III}B^{IV}$ (InP, GaN, GaAs, CdS, CdTe та інші).

Термоелектричні явища і ефекти являють собою сукупність фізичних явищ, обумовлених взаємозв'язком між тепловими і електричними процесами в металах і напівпровідниках (табл. 6, п. 15). Термоелектричні явища збудження електричного струму (ефект Зеебека) тісно пов'язані з ефектами Пельтьє і Томсона [58, 59, 70]. Ефект Зеебека полягає в тому, що в замкнутому ланцюзі, що складається з різномірних провідників, виникає термоелектрорушійна сила (термоЕРС), якщо в місцях контактів підтримуються різні температури T_1 і T_2 (рис. 22). Термо-ЕРС термопари зумовлено декількома причинами. По-перше, залежністю рівня Фермі (верхнього енергетичного рівня заповненого електронами) у провіднику від температури, що призводить до неоднакових стрибків потенціалу в з'ютах термопари при переході з одного металу в інший, якщо вони знаходяться при різних температурах. По-друге, набуванням електронами високої енергії та рухливості за умови градієнту температури в області гарячого з'юту провідників. По-третє, внаслідок виникнення уздовж провідника градієнту концентрації електронів з підвищеними значеннями енер-

гії утворюється дифузія більш швидких електронів до холодного злугу термопар, а більш повільних — до гарячого.

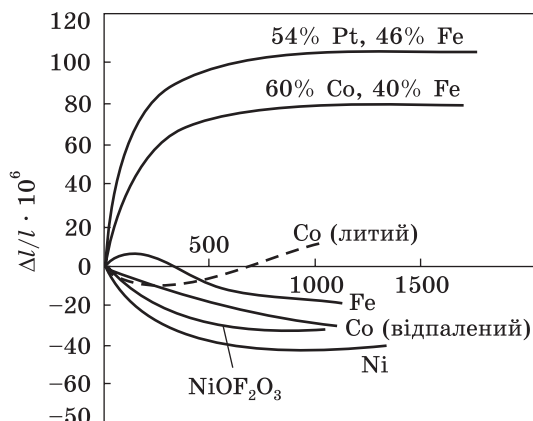
Величина термо-ЕРС, як позитивний результат зазначеного вище ефекту, залежить від хімічного складу різнорідних металів (стопів), що утворюють термопару. Від цього, а також від їх фізико-хімічних властивостей залежать діапазони експлуатаційних температур термопар, що застосовуються для мірювання температури. Наприклад, температурні діапазони використання термоелектричних датчиків (термопар) різних складів наступні [71]: хромель–копель — від -253 до $+800$ °С; хромель–алюмель — від -200 до $+1100$ °С; залізо–константан — від -203 до $+800$ °С; платинородій–платина — від 0 до $+1300$ °С; вольфрам–реній — від 0 до $+2200$ °С.

Тензорезистивний ефект (п'єзоопір) проявляється в зміні електроопору твердого металевого провідника (і напівпровідника) під дією напружень і деформацій (див. табл. 6, п. 16). У напівпровідниках (відкрито Ч. Смітом у 1947 р. в кристалах германію та кремнію) він особливо великий і пов'язаний зі зміною міжатомних відстаней при деформації, що зумовлює зміну структури енергетичних зон кристала. Останнє спричинює зміну концентрації носіїв струму (електронів провідності, дірок), їх ефективної маси, їх перерозподіл між енергетичними максимумами в зоні провідності та мінімумами у валентній зоні. Цей ефект застосовується в тензометричних датчиках, які виготовляють зі стопів на основі Ni, Mo, Pt, а також напівпровідників [60, 61].

Ефект магнетострикції проявляється у виникненні механічного напруження, зміні форми і розмірів виробу під дією магнетного поля (прямий, ефект Джоуля) і, відповідно, зміні показників намагнетованості під впливом напружень і деформацій (зворотний, ефект Віллари) [2, 62–64] (див. табл. 6, пп. 17, 18). Фізичний механізм цих ефектів пов'язано зі зміщенням меж між доменами й обертанням магнетних моментів при намагнетуванні, зміною енергетичного стану кристалічної ґратниці, що спричинює зміну міжатомних відстаней та її деформацію. Ефект застосовується в магнетострикційних перетворювачах і генераторах, реле, випромінювачах і приймачах ультразвуку, для виготовлення фільтрів і стабілізаторів частоти, генерації ультразвуку і, особливо, гіперзвуку (з частотою близько 1 МГц). Для реалізації ефекту магнетострикції використовуються ферромагнетні стопи на основі заліза (Fe–Pt, Fe–Pd, Fe–Co, Fe–Rh та інші), мангану (Mn–Sb, Mn–Bi, Mn–Cu–Bi та інші) тощо. Відповідно, величина ефекту, тобто кількісні характеристики змін форми або, навпаки, показників намагнетованості залежать від хімічного складу ферромагнетних стопів (рис. 23), їх структури і зовнішніх умов його реалізації, аналогічно розглянутих вище більш детально метастабільним інтелектуальним стопам.

Рис. 23. Залежність поздовжньої магнетострикції полікристалічних металів, стопів і з'єднань від напружености магнетного поля [64]

Fig. 23. The dependence of the longitudinal magnetostriction of polycrystalline metals, alloys, and compounds on the magnetic field strength [64]



Для стопів Pt–Fe і Co–Fe зі збільшенням напружености магнетного поля зростає величина відносного подовження ($\Delta l/l$) (причому для першого — у більшій мірі), а для чистих металів (Fe, Ni, Co) і сполуки NiOF_2O_3 — навпаки, зменшується.

Явище п'єзомагнетизму пов'язане із виникненням спонтанного магнетного моменту (феромагнетизму) в неферомагнетних або феромагнетних матеріалах під дією механічних напружень і деформацій (табл. 6, п. 19). Величина намагнетованости (J_i) пропорційна механічному напруженню (σ_{ki}): $J_i = \Lambda_{ik} \sigma_{ki}$.

Це явище обумовлено зміною магнетної симетрії антиферомагнетного кристала в результаті скосу антиферомагнетних підґратниць (або відносної зміни величини їхньої намагнетованости) під дією механічного напруження [62, 72]. Це явище проявляється в антиферомагнетних кристалах фторидів металів (наприклад, MnF_2 , CoF_2), або оксиду $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$.

Вуглецеві нанотрубки (ВНТ) зі слабкими магнетними властивостями й ефектом п'єзомагнетизму можуть бути застосовані для виготовлення різних матеріалів у біомедичній інженерії, наприклад, у розумних полімерних нанокомпозитах і магнетних матеріалах, структурованій нанокожі. Цей матеріал є багатообіцяючим для розробки унікальних датчиків механічних напружень, виконавчих пристроїв, біосенсорів, нанокомпозитів для багатофункціональних додатків [73].

Процес магнетного звуко- та відеозапису і відтворення являє собою фіксацію його в формі деякого сліду (доріжки запису) на рухомому магнетному носії запису — магнетній стрічці або диску, в результаті якого змінюється залишкова магнетованість носія запису, що відповідає рівню звукових або відеоколиваний, які записуються [65] (див. п. 20 у табл. 6). В робочому шарі рухомого магнетного носія відбувається переорієнтування частинок магнетотвердих порошоків відповідно з сигналами, що збуджують магнетне поле. В резуль-

таті відбувається багаторазове формування інформації за намагнетованістю певної інтенсивності та модуляції сигналу, що записується [66, 67]. В цьому випадку ІМ є магнетний носій — стрічка, диск, барабан — з робочим шаром магнетотвердих порошоків (голчастих частинок $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$, CrO_2 , $\gamma\text{-Fe} + \text{Co}$ тощо), здатний багаторазово перемагнетовуватися при здійсненні перезапису інформації.

У *мультифероїках* [74, 75] співіснують одночасно два і більше типів «феро»-упорядкування: феромагнетне (ferromagnetic), сегнетоелектричне (ferroelectric) і сегнетоеластичність (ferroelastic) (див. п. 21 у табл. 6). Появу тих чи інших їхніх властивостей засновано на взаємозв'язку феромагнетизму, сегнетоелектрики та механічної поведінки (включаючи залежність від температури). Залежно від переваги будь-якого з цих типів фероупорядкування обумовлюються позитивні ефекти спонтанної намагнетованості і поляризації, магнетострикції, п'єзоелектричний, електромагнетний, магнетодіелектричний (або «магнетоемність») [74, 75]. Мультифероїки застосовуються у вигляді кристалів $\text{Pb}(\text{Fe}_{2/3}\text{W}_{1/3})\text{O}_3$, $\text{Pb}(\text{Fe}_{1/2}\text{Nb}_{1/2})\text{O}_3$, $\text{Pb}(\text{Co}_{1/2}\text{W}_{1/2})\text{O}_3$, двошарові структури напівметалу $\text{La}_{2/3}\text{Sr}_{1/3}\text{MnO}_3$ і фериту вісмуту. Мультифероїки можуть бути використані для створення нових видів комп'ютерної пам'яті, сенсорів, силових приводів і різних функціональних пристроїв, а також у перспективі для вироблення електроенергії.

У *матеріалах з ефектом гігантського магнетосопротиву (giant magnetoresistance (GMR))* квантово-механічний ефект спостерігається в тонких металевих плівках і багатошарових матеріалах, що складаються з феромагнетних і провідних немагнетних шарів, що чергуються. Він складається в істотній зміні електроопору такої структури при зміні взаємного напрямку намагнетованості сусідніх магнетних шарів (табл. 6, п. 22). Напрямок і величиною намагнетованості можна ефективно управляти, наприклад, додатком зовнішнього магнетного поля [76, 77]. Гігантський магнетоспір використовується в зчитувальних голівках жорстких дисків, надчутливих магнетних сенсорах тощо.

У розглянутих прикладах різних по фізичній суті і природі цікавих явищ і позитивних ефектів при їх реалізації, загальним є залежність результату від хімічного складу речовини, величини (а часто й напрямку) та інтенсивності впливу зовнішнього фактору, що збуджує, інших умов їх прояву, і очевидно, кінетики процесу. У свою чергу остання якраз і буде визначатися з одного боку природою і будовою речовини, з іншого — умовами та кількісними їх характеристиками, в яких реалізовується це явище.

4.4. Активовані ефекти та міжмолекулярна взаємодія в рідких ІМ

У магнетоактивованих матеріалах (магнетореологічні (МР) рідини) у вигляді суспензій мікрочастинок магнетного металу (заліза) розміром 3–8 мкм у кількості 20–40 об.% в рідині-носії (мінеральне або синтетичне масло, вода, гліколь тощо) реологічні властивості змінюються при впливі зовнішнього магнетного поля (п. 23 у табл. 7). При накладанні магнетного поля відбувається переорієнтування ферромагнетних мікрочастинок відповідно до напрямку магнетного поля — вони шикуються в ланцюжки в напрямку магнетних силових ліній (рис. 24), надаючи тим самим значний опір зрушенню або потоку в перпендикулярному цим ланцюжкам напрямку, і різко збільшуючи в'язкість (і навіть межу плинності) рідини в цьому напрямку. Відповідно при знятті магнетного поля ланцюжки частинок розпадаються, що призводить до відновлення початкової в'язкості [2]. Спри-

Таблиця 7. Ефекти, що активуються, і міжмолекулярні взаємодії в рідких інтелектуальних матеріалах

Table 7. Activated effects and intermolecular interactions in liquid smart materials

№	Назва явища, перетворення	Збуджувальна причина	Позитивний результат	Джерело
23	Зміна реологічних властивостей в магнетному полі	Магнетне поле і зміна його напруженості	Зміна реологічних властивостей, пропорційне напруженості магнетного поля	[2, 78, 79]
24	Зміна реологічних властивостей в електричному полі	Електричне поле та зміна його напруженості	Зміна реологічних властивостей залежно від напруженості електричного поля	[5, 80–82]
25	Ефект самозгущення (ньютонівські рідини)	Деформація	Різке підвищення в'язкості за механічного впливу	[83]
26	Ефект набухання полімерів	Рідке середовище	Багаторазове збільшення об'єму (маси) поглинанням рідини	[84, 85]
27	Ефект самовідновлення («самолікування»)	Тріщина	Самовідновлення цілісності структури	[83, 85–88]
28	Ефект колапсу полімерного гелю	Температура, склад розчинника, світлове ви-промінення, вод-невий показник середовища pH)	Багаторазове (в сотні разів) зменшення об'єму	[89–93]

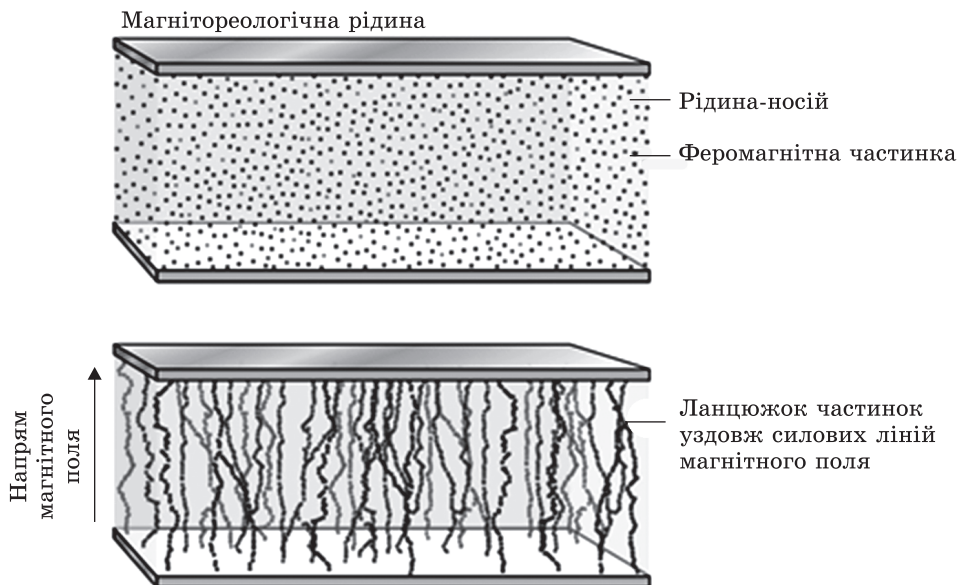


Рис. 24. Зміна розташування феромагнетних частинок у магнитоореологічній (МР) рідині при накладанні магнетного поля [2]

Fig. 24. The change of the location of ferromagnetic particles in magnetorheological fluid at the magnetic field imposition [2]

чинена зміна їх властивостей пропорційна напруженості магнетного поля і повністю зникає при знятті поля. Швидкість відгуку МР-рідини на накладання магнетного поля і переходу в напівтвердий стан надзвичайно висока, як і відновлення початкової в'язкості — час цього переходу становить всього 6,5 мс [2].

Системи МР рідин можуть бути у вигляді гелів, пін, мастильних рідин і навіть еластомерів [78]. Цей ефект використовується в демпфувальних і гальмівних пристроях і системах, регульованих амортизаторів машин, демпфувальних пристроїв і навіть протезах кінцівок [2, 79] (див. докладніше розділ 4.5). Співвідношенням об'ємної частки феромагнетних частинок, ступенем їх дисперсності та феромагнетними властивостями, природою рідини-носія, тобто по суті кількісно-якісним фазовим складом можна регулювати показники плинності, пружності та жорсткості МР-рідини і, відповідно, експлуатаційні властивості. Це в цілому відповідає критеріальному оцінюванню поведінки ІМ, включаючи й метастабільні металеві стопи, розглянуті вище.

Аналогічну оцінку можна дати й *електрореологічним рідинам* [5], в яких переорієнтування феромагнетних мікрочастинок відбувається в електричному полі, що змінює реологічні властивості залежно від напруженості електричного поля (табл. 7, п. 24). У електро-

реологічних рідинах під впливом електричного поля частинки наповнювача набувають різнополярні поверхневі заряди, що орієнтує їх вибудовуватися в послідовні ланцюжки, які розташовуються уздовж ліній поля.

Властивості електрореологічних рідин істотно залежать від напруженості електричного поля, температури, швидкості зсуву, площі поверхні частинок, тобто їх фракційності, типу наповнювача [80, 81].

Тут доречно провести аналогію кількісної залежності позитивного результату, що одержано, від кількісних показників зовнішнього ініціюючого впливу й умов реалізації закладеного в цьому виді ІМ явища (магнето- або електрореології рідин) з такою ж кількісною оцінкою поведінки метастабільних інтелектуальних стопів в залежності від величин зовнішнього впливу й умов реалізації ДМПВ.

МР, як і електрореологічні рідини, знайшли практичне застосування. Наприклад, для контролю вібрації, завдяки швидкому часу відгуку на прикладене магнетне або електричне поле, а також оборотну зміну їх жорсткості та демпфувальних властивостей у демпфувальних пристроях [82].

Ньютонівські рідини здатні змінювати свою в'язкість при механічному впливі. Наприклад, «рідка броня» з кевлару, покритого не-ньютонівською дилатантною рідиною з нанополімеру [83]. При попаданні в неї кулі різко збільшується (практично миттєво) в'язкість — ефект самозгущення полімерної наносуспензії при швидкій зсувній течії за рахунок агрегування наночастинок з утворенням нанокластерів. В результаті матеріал колосально поглинає кінетичну енергію кулі, яка в даному випадку витрачається на агрегування наночастинок в дилатантній ньютонівській рідині з утворенням нанокластерів (рис. 25).

Сфера практичного використання цього ефекту ньютонівської рідини досить широка. Застосовується також в амортизаційних при-

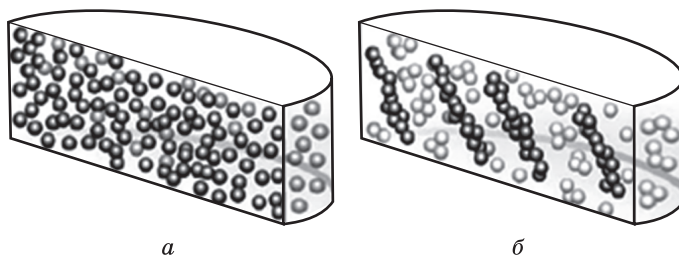


Рис. 25. Утворення нанокластерів у наносуспензії, де *a* — рівноважний стан, а *б* — згущений стан [83]

Fig. 25. Formation of nanoclusters in nanosuspension, where *a* — equilibrium state, and *б* — crowded (concentrated) state [83]

строях транспортних засобів і в'язкісних муфтах різних механічних пристроїв. Моторні масла на основі дилатантних рідин, що збільшують в'язкість в десятки разів в процесі збільшення оборотів [83].

Цікаві ефекти «набухання» та «колапсу» реалізуються в хімічно активованих матеріалах — полімерних (що набухають) гелях. Ефект полімерів, які набухають, виникає завдяки зміні ентропії через порушення рівноважної конформації відрізків молекулярного ланцюга і характеризується збільшенням об'єму (маси) полімерного тіла в результаті поглинання рідини або її пари при збереженні ним властивості неплинності (тобто форма зразка зазвичай не змінюється) (табл. 7, п. 26). Межу набухання обумовлено при цьому зміною ентропії через порушення рівноважної конформації відрізків молекулярного ланцюга між вузлами сітки при зміні об'єму полімеру під час набухання [84]. При цьому, кінетика набухання визначається спорідненістю рідини до полімеру і швидкістю дифузійних процесів.

Сучасні полімери, що самовідтворюються або «самозаліковуються» (табл. 7, п. 27), в яких при його ураженні незатверділий полімер надходить зі зруйнованої мікрокапсули або мікрОВОлокна (рівномірно розподілених мікроструктурі) і полімеризує основний полімер, що спричинює ефект самозаліковування [85].

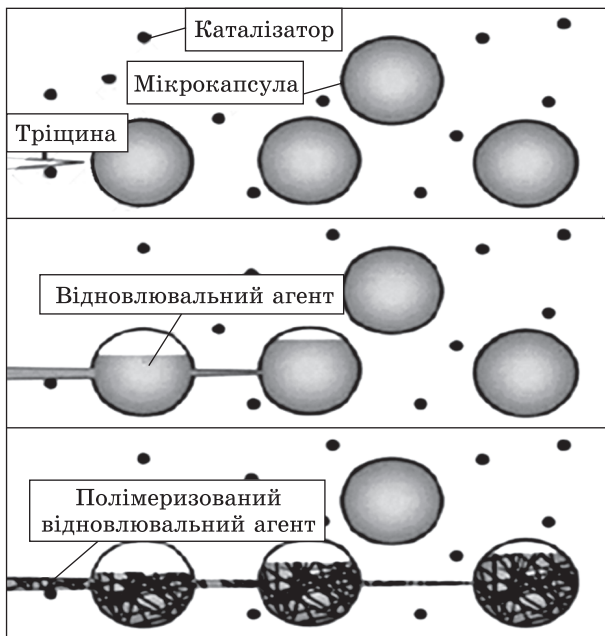
Матеріали, що самовідтворюються, здатні самовідновлювати цілісність своєї структури у випадках її руйнування під дією зовнішніх факторів [83]. Вони призначені для визначення пошкодження та реагування в автономному режимі для відновлення своєї структурної функції [86]. Процеси самовідновлення (регенерації) засновано на принципі «запобігання ушкоджень», а не «управління ушкодженнями». В цілому стратегії самовідновлення підрозділяються на наступні три категорії: відновлення за допомогою вбудованого рідкофазного відновника (агента), термічно активоване твердофазне загоєння і загоєння проколу ладунку [86].

Матеріали що самовідтворюються з відновлювальними агентами представляють собою композити, що містять в своїй структурі відновлювальний агент (відновлювальну фазу, яка здатна «затягнути» або «залікувати» виникле пошкодження). Наприклад, полімерні композити з капсулами рідкої фази, що самовідновлюється, в своїй структурі. Тріщина, що виникла й розвивається, зустрічаючи на своєму шляху капсули, руйнує їх і рідкий агент (що складається з епоксидної смоли і каталізатора (затверджувача)), полімеризуючись, «заліковує» тріщину (рис. 26) та запобігає подальший її рух і, відповідно, руйнування матеріалу [83].

Більш ефективним є використання скловолоконистих композиційних матеріалів з боросилікатного скла, волокна яких заповнені рідким відновлювальним агентом. Ще більшою мірою ефективно створювати замість волокон густу, добре розгалужену мережу взаємопо-

Рис. 26. Схема самовідновлення матеріалу за допомогою відновлювального агента, укладеного в мікрокапсули [83]

Fig. 26. The scheme of self-healing material using a reducing agent enclosed in microcapsules [83]



в'язаних капілярів, які пронизують весь об'єм ІМ, аналогічно судинній системі живих організмів. Ефект може бути збільшено при введенні до складу агента наночастинок зміцнювальної фази, яка додатково зміцнює матеріал, що полімеризується в процесі самовідновлення [83].

Цікавий приклад автомобільних шин, що самовідновлюються, у протекторах, в яких міститься тонкий в'язкий шар тягучого мастила, яке після проколу (розміром до декількох міліметрів) затягує його.

Відомі приклади самовідновлених структур шкіри з використанням затвердіння епоксидної смоли для рідкого загоєвального агента ультрафіолетовим (УФ) випроміненням. При пошкодженні шкіри, УФ-випромінення вивільненої епоксидної смоли, яка твердне завдяки навколишньому середовищу — сонячному світлу [87].

Принципово інший підхід реалізовано в розробленні нових автомобільних матеріалів, де матеріал стає жорсткішим у відповідь на діючі напруження до виникнення руйнування. Стрес-стимульовані реакції зшивання або полімеризації, які збільшують в'язкість матеріалу в межах високих локалізацій напружень, називаються механохімічною активацією [88].

Хоча потенційні вигоди від використання матеріалів, що самовідновлюються, досить високі, існують кілька практичних обмежень. Наприклад, кінетика загоєння виникаючих тріщин і стабільність їх загоєння, функціональність до умов навколишнього середовища, що

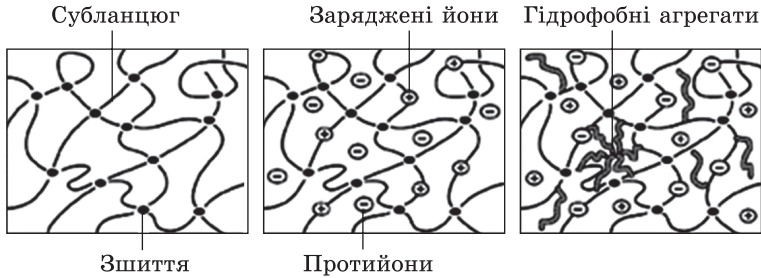


Рис. 27. Схема будови трьох форм полімерного гелю. Зліва направо: незаряджена сітка, поліелектролітна (в ній за рахунок дисоціації йонногенних груп у водному середовищі утворюються заряджені ланки на полімерних ланцюгах і низькомолекулярні протиййони) і сітка з гідрофобними групами, що асоціюють один з одним у водному розчині [90]

Fig. 27. The structure diagram of the three forms of polymer gel. From left to right: an uncharged mesh, polyelectrolyte mesh (in it, due to the dissociation of ionogenic groups in an aqueous medium, charged units on polymer chains and low molecular weight counterions are formed), and a mesh with hydrophobic groups associating with each other in an aqueous solution [90]

необхідно подолати, для того щоб їх переваги були ефективно реалізовані в суспільстві [86]. Ці обмеження та їх обов'язковий облік цілком узгоджуються з нашою концепцією створення і використання метастабільних інтелектуальних стопів [7], що і здійснюється для них на практиці.

У стопах з метастабільним аустенітом можливе проявлення ефекту самолікування мікротріщин, завдяки реалізації $\gamma \rightarrow \alpha'$ - або $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -ДМПВ внаслідок мікропластичної деформації біля фронту виниклої тріщини [11]. Утворення при цьому більш твердих фаз α' - або ϵ' -мартенситу, а також енергопоглинальний процес ДМПВ, перешкоджають розвиненню мікротріщини, при оптимальних параметрах перетворення заліковуючи її.

Ефект колапсу гелю (collapse of polymer gels) (табл. 7, п. 28) використовується в полімерних гелях, здатних в сотні разів змінювати (зменшувати) свій об'єм [89, 90] при невеликій зміні зовнішніх умов (температури, складу розчинника, світлового випромінення, водневого показника середовища рН). Наприклад, об'єм такого гелю в набряклому та сколапсованому стані може відрізнятись в сотні разів, деякі гідрогелі здатні утримувати до 2 кг води на 1 г сухого полімеру. Це відбувається в результаті виникнення ефективного тяжіння між полімерними ланками макромолекул (гідрофобні взаємодії, водневі зв'язки) (рис. 27, табл. 7, п. 28).

Значне набухання поліелектролітних гелів у воді спричинено електростатичним відштовхуванням однойменно заряджених ланок, одночасно осмотичним тиском протиййонів [90].

Причому полімерні гелі, що знаходяться «на порозі» колапсу, здатні надзвичайно різко і, що дуже важливо, оборотно змінювати свій об'єм у відповідь на невеликі зміни параметрів середовища. Завдяки цьому, такі гелі називають сприйнятливими (responsive gels), або розумними матеріалами (smart or intelligent materials), тобто матеріалами, здатними реагувати на невеликі зміни в зовнішньому середовищі заздалегідь запрограмованим чином [91]. Полімерні гелі використовуються в якості наповнювачів у памперсах, гігієнічних серветках, м'яких вустілках для взуття, які приймають форму стопи, тощо. Але найбільш важлива область їх застосування стосується медицини. Наприклад, при виробництві ліків (таблеток у капсулах) — ефект «адресної доставки» ліків [92], коли під дією шлункового соку оболонка набухає і випускає ліки із заздалегідь заданою швидкістю.

Подальший прогрес у створенні саморегулювальних ліків вимагає, зокрема, розроблення способів одержання гідрогелів, які переходили б із сколапсованого стану в набряклий за різних значень рН. Це уможливить більш тонко контролювати як місце, так і швидкість виділення лікарського препарату, чого й потребують організм і процедури лікування захворілого його місця.

Підбором довжини та числа гідрофобних груп вдається не лише одержати гелі з будь-яким наперед заданим рН переходу зі сколапсованого стану в набряклий, але й досягти необхідного ступеню набухання при даній кислотності. Регулюючи склад і ступінь зшивання гелю, можна змінювати його селективність по відношенню до молекулярної маси й заряду сорбувальних розчинених речовин [91]. Одержані в роботах [90, 91] гелі за всіма характеристиками належать до «розумних» полімерних систем, наноструктуру яких можна цілеспрямовано змінювати, варіюючи параметри зовнішнього середовища, наприклад, рН.

Методом малокутового нейтронного розсіяння було встановлено [90], що наноструктура надзвичайно чутлива навіть до невеликих змін рН середовища, що спричинює йонізацію ланок гелю. Так, введення всього лише 2% заряджених груп спричинило кардинальну перебудову наноструктури — мікрофазне розшарування: гідрофобні агрегати, спочатку рівномірно розподілені в набряклий гідрофільній полімерній сітці (в середньому на відстані $\approx 5,5$ нм один від одного), що не несе йонізованих груп, за їх запровадження ущільнюються, агрегують між собою й утворюють надструктури — гідрофобні кластери (рис. 28). Наприклад, гелі (у вигляді регулярної сітки) з недисоційованими карбоксильними групами ($-\text{COOH}$) знаходиться в колапсі аж до $\text{pH} = 4$. Коли рН збільшується, гідрофобні ланки агрегують і утворюються кластери. При ще більшому збільшенні великі кластери дробляться на більш дрібні [90].

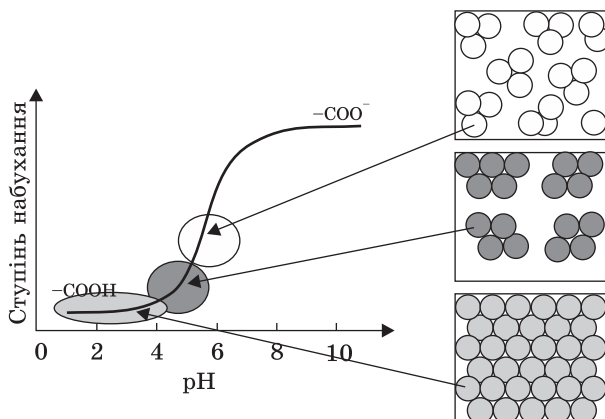


Рис. 28. Схема змін наноструктури гідрофобномодифікованих поліакрилатних гелів при варіюванні рН [90]

Fig. 28. Sketch of changes of the nanostructure of hydrophobically modified polyacrylate gels with varying pH [90]

У нафтогазовій промисловості полімерні пакери, що набухають, використовуються для роз'єднання пластів і боротьби з водопроявленнями в свердловині. У літаках ще з часів Другої світової війни ефект набухання полімеру було використано для виготовлення самозатягування пробитих отворів паливних баків (двошарових, де верхній шар — з невулканізованої гуми, а внутрішній — з топливонепроникного матеріалу).

Останнім часом набула розвитку нова галузь техніки, що одержала назву «молекулярна електроніка», яка ініціює створення пристроїв з складних молекулярних структур, можливість контролю електричних і оптичних властивостей за рахунок створення органічних молекул необхідної структури.

У сфері комп'ютерних технологій нанотехнології уможливають створення білкових блоків пам'яті ємністю в трильйон байт. Біонапівпровідники на основі грибкових (дріжджових) культур, які, «захищаючись» від токсичного кадмію, виділяють особливу субстанцію, під дією якої з сульфату кадмію утворюються частинки сульфід кадмію, придатні для застосування в оптичних інтегральних схемах. Сучасні біокомп'ютерні дослідження з використанням обчислювальних можливостей живих організмів проводяться (зокрема Японією та Францією) задля створення штучного живого організму (наприклад, штучної клітини з функцією синтезу білка), генетично програмованого для вирішення наукових і прикладних задач: біоробот, штучний інтелект [93].

4.5. Інтелектуальні матеріали в біомедичній інженерії

Останнім часом бурхливо розвивається біомедичне матеріалознавство. Серед безлічі матеріалів, що застосовуються в біомедичній інженерії, особливе місце займають інтелектуальні біоматеріали (ІБМ), здатні адекватно реагувати на зміну зовнішніх умов і самополіпшу-

Розгортання нітинолового фільтра Саймона

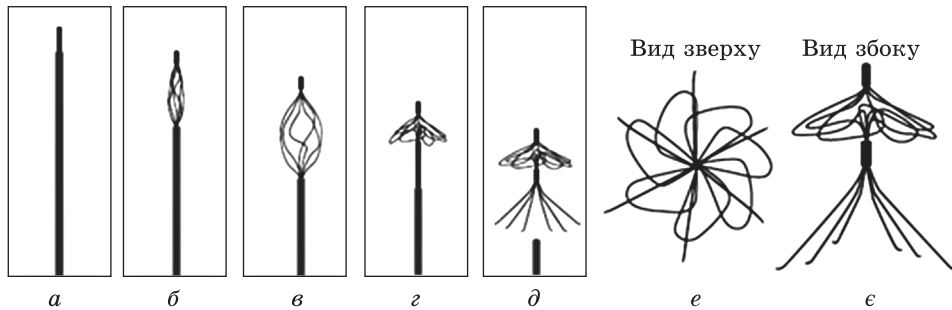


Рис. 29. Фільтр Саймона з нітинолу: *a-d* — розгортання фільтра в катетері; *e* і ϵ — розгорнутий стан фільтра [2, 97]

Fig. 29. Simon's filter made from nitinol: *a-d* — deployment of the filter in a catheter; *e* and ϵ — deployed state of the filter [2, 97]

вати свої властивості, ремонтувати себе або змінювати свої функціональні характеристики в процесі експлуатації [4]. При цьому важливо, щоб ІБМ мав біосумісність, тобто співіснування з живим організмом для виконання певної, заданої функції і не спричиняв запалення або відторгнення організмом. Реакція організму не повинна суперечити безпечній та ефективній роботі ІБМ.

Прикладами використання ІБМ в біомедичній інженерії можна вважати штучні клапани серця, «пластирі» тканин, контактні лінзи, штучні кришталіки і лінзи, штучні слухові кісточки середнього вуха та вушний равлик, суглоби, кісткові пластини, внутрішньокісткові стрижні, кістковий цемент, шкіра, сечовивідні шляхи, вставні черепні пластини, шунти внутрішньочерепної рідини, зубні ортодонтичні дуги, пломби і протези тощо. Ці ІБМ бувають металевими та неметалевими.

Серед металевих ІБМ для біомедичної інженерії широке застосування отримав стоп з ефектом пам'яті — нітинол (стоп Ni-Ti) (див. розділ 4.1); це обумовлено простотою проектування пристроїв, заснованих на явищі суперпружності, та його високою біологічною сумісністю з живими тканинами [94–96]. Така реакція організму — остеоінтеграція — характеризується надійним зв'язком кістки безпосередньо з імплантом, без утворення захисної волокнистої капсули. Це відкриття привело до створення безклеєвої фіксації штучних суглобів з металевого стопу Ti_6Al_4V і зубних протезів з чистого титану. Прикладом використання стопів з ефектом пам'яті форми слугує фільтр Саймона (рис. 29), що являє собою сітку з нітинолових ниток, яка вводиться в кровоносну судину (рис. 29, *a-d*), розправляється під дією температури тіла, приймаючи початкову форму (рис. 29, *e*, ϵ), задану в мартенситному стані. У такому вигляді фільтр вловлює тромби, мігруючи в струмі крові, і забезпечує їх повне розсмоктуван-

ня. Зі стопів «нітинол» виготовляють безліч імплантів: стентів, ортодонтичних дротів та дуг брекетів, фіксаторів, дужок для остеосинтезу, сполучних пластинок тощо при лікуванні сколіозу, переломів кісток [2, 28].

В якості неметалевих ІБМ, наприклад, для лікування зубів широко використовують реставраційний кольоровий (так званий склоіономерний) цемент, який за кольором не відрізняється від сусідніх натуральних зубів, і одночасно є джерелом фтору, який попереджає подальше розвинення карієсу. Інший приклад ІБМ — розчинні хірургічні нитки з полілактидної кислоти, яка зникає (розчиняється в організмі) після виконання своєї скріплювальної функції.

Впровадження деяких ІБМ у кісткову тканину стимулює появу на їх поверхні нової кістки і ефект загоєння області хірургічного втручання. Прикладом таких ІБМ є синтетичний гідроксиапатит, біоактивні стекла й деякі види склокераміки. На поверхню такого матеріалу з біологічного середовища адсорбуються певні білки, які стимулюють ріст кісткових клітин і прискорюють процес загоєння. У деяких ІБМ (наприклад, типу біоскла) цьому передують йонообмінні реакції на поверхні впровадження та поява шару фосфату кальцію, що сприяє формуванню прямих хімічних зв'язків між біосклом і мінеральною фазою новоствореної кісткової тканини.

Біоскло пришвидшує зрощення проникного матеріалу та кістки [4]. Якщо біоскло знаходиться в водному середовищі, йони кальцію і фосфатів вилугуюються із проникнення та формують збагачений фосфатом кальцію поверхневий шар, що забезпечує зрощення біоскла з кісткою. Можливо взаємне зрощення шляхом утворення колагенових пальцеподібних виростів [94]. Відомий ефект зрощення з живою кісткою різних видів скла і склокераміки. Ряд з них використовуються в хірургії. Наприклад, для формування штучних кісточок середнього вуха [98], штучного вушного равлика, штучних суглобів, кісткових пластин, внутрішньокісткових стрижнів, кісткового цементу, штучної шкіри, вставних черепних пластин, зубних пломб та протезів [4], зубних лунок (щелепних альвеол) [95, 96]. Біоактивні скла використовують також для створення штучних хребців, клубових кісток і гранул для заповнення дефектів кісток [94, 95, 98].

Серед керамічних ІБМ чудові властивості вживляння має фосфаткальцієва кераміка, оскільки мінеральна фаза кісток подібна гідроксиапатиту $[\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2]$. Проте відрізняється меншим ступенем кристалічності та містить цілий набір фосфатних мікровключень, в тому числі трикальційфосфат, вуглецьапатит і різні йонні домішки фтору, магнію та натрію.

Фтороапатит $[\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{F})_2]$ відрізняється за хімічною структурою від гідроксиапатиту, більшою стійкістю при підвищених температурах і до впливу кислот. Трикальційфосфат $[\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2]$ існує в двох

формах, котрі мають високу стійкість до розчинення [99]. Ці матеріали здатні утворювати безпосередній зв'язок з живою кісткою без формування захисної волокнистої тканини. Утворення хімічного зв'язку фосфаткальцієвої кераміки з кісткою полягає в частковому розчиненні приповерхневого шару кераміки та формуванні кристалів CO_3 -апатиту із включеними біомолекулами навколишньої рідини. Тим часом, слід зазначити обмеженість застосування фосфаткальцієвої кераміки з огляду на її низьку міцність.

Новим ефективним способом збільшення робочого механічного навантаження на ІБМ є створення плазмовим напорошенням металевої підкладинки і нанесення на неї шару покриття з керамічного фосфату кальцію [100]. При цьому металева підкладинка забезпечує задану міцність, а покриття — біологічну реакцію сумісності організму й імпланта.

Новим кроком у сучасному біоматеріалознавстві є створення ІБМ третього покоління — інтелектуальних покриттів [4]. Формування сполучної тканини є макропроцесом, який регулюється процесами наномасштабу, а реакція організму на біоматеріал визначається властивостями його поверхні [101].

Один з таких методів полягає в хімічній модифікації поверхні біоматеріалу для адсорбції певних білків, а інший — в щепленні біоактивних молекул на його поверхню. Модифіковані поверхні здатні впливати на поведінку клітини, керуючи природою білкового шару, що висаджується на поверхню в біологічному середовищі [4]. Клітини здатні «відчувати» білки, що висадилися, за допомогою рецепторів. Як правило, бажано осадження певних клітин на поверхню впровадження, їх зростання і швидке подрібнення. Особливості поверхневої біомодифікації визначаються характером необхідної реакції організму. Якщо імплант зазнає впливу бактерій, як, наприклад, штучні голосові зв'язки, адгезія клітин небажана. Навпаки, для ортопедичних імплантів адгезія просто необхідна. Встановивши фактори, що визначають взаємодію поверхні впровадження і клітини, можна усвідомлено модифікувати поверхню ІБМ для управління біохімічною реакцією організму.

Модифіковані поверхні здатні впливати на поведінку клітини, керуючи природою білкового шару, що формується на поверхні в біологічному середовищі. Клітини здатні «відчувати» білки, що висадилися, за допомогою рецепторів. Як правило, бажано осадження певних клітин на поверхню проникнення, їх зростання і швидке ділення [102–104].

Просторова зміна хімічного складу поверхні є дуже цікавим напрямком розвитку інженерії живих тканин. Наприклад, напилені азотовмісні полімери стимулюють осадження нервових клітин і зростання нейронів. Вплив хімічного складу поверхні на осадження пев-

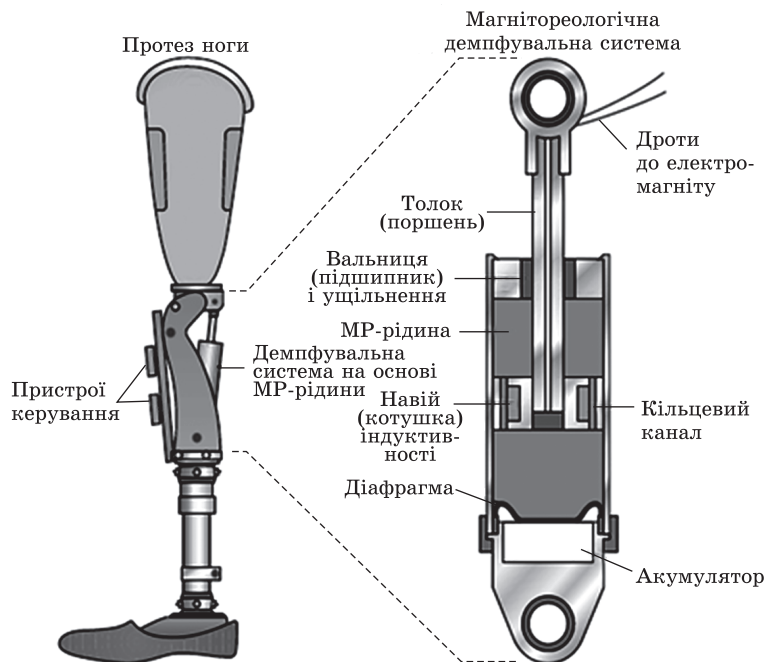


Рис. 30. Штучний колінний суглоб протезу ноги Smart Magnetix (Biedermann Motech) з гідравлічним амортизатором ‘Motion Master’ на основі МР-рідини (Lord Corporation) (ліворуч) і вид гідравлічного амортизатора в розрізі (праворуч) [2]

Fig. 30. Artificial knee joint of Smart Magnetix foot prosthesis (Biedermann Motech) with ‘Motion Master’ hydraulic shock absorber based on magnetorheological fluid (Lord Corporation) (left) and sectional view of the hydraulic shock absorber (right) [2]

них клітин можна використовувати для управління осадженням порібних клітин в певних областях [105].

Можливості біомодифікації поверхні ІБМ імплантів можуть бути різнофункціональними, наприклад, антибактеріальними, що забезпечують надійний зв’язок з кісткою, кров’ю.

Представляє безперечний інтерес використання в біомедичній інженерії чудового ефекту рідин, що магнетоактивуються (магнореологічні) (див. розділ 4.4). Наприклад, при виготовленні гідравлічного амортизатора ‘Motion Master’ на основі МР-рідини ногоного протеза конструкції ‘Smart Magnetix’ (рис. 30).

Швидкість реакції цього амортизатора в 20 разів швидше, ніж механічні або гідравлічні аналоги, а час відгуку складає всього 40 мс, що відповідає часу відгуку для реального колінного суглоба людини [2]. Такий «інтелектуальний» протез найбільш точно імітує людські рухи й робить життя людини більш зручним і комфортним. Новою філософією розроблення сучасних біоматеріалів — істино ІБМ

(4-го покоління) — стала інженерія живих тканин, як однієї з областей біомедичної інженерії, що найбільш швидко розвиваються [4]. Вона полягає в біологічних і технічних методах створення функціональних тканин, які замінюють або поліпшують роботу хворих і патологічних частин організму. Практично цю ідею реалізують шляхом вирощування живих клітин на біоматеріалі в присутності біоактивних молекул. Після цього живі клітини і вироблену ними позаклітинну матрицю разом з підкладкою вводять в організм як єдину клітинно-біоматеріальну структуру.

Одним з перспективних напрямків досліджень є розроблення біологічно модифікованих ІБМ, поверхня яких несе певну інформацію для живих клітин, що взаємодіють з цією поверхнею. Інформація може полягати у визначенні того, де клітини повинні й де не повинні висаджуватися, у визначенні їхньої орієнтації або диференціації [4].

Створення істинно інтелектуальних підкладок — завдання майбутнього. Для цього необхідним є подальше спільне, комплексне розвинення біоматеріалознавства, біології та медицини.

Розроблення нових медичних пристроїв, біоматеріалів, особливо ІБМ та штучних тканин, безсумнівно, буде грати все більш важливу роль у лікуванні хвороб. Майбутній розвиток біоматеріалів буде результатом спільних зусиль матеріалознавців, біологів і лікарів. Ймовірно, нові ІБМ будуть значно відрізнятися від біоматеріалів минулого. Вони стануть набагато більш інтелектуальними в тому сенсі, що будуть взаємодіяти з біологічним середовищем, сприяючи відновленню фізіологічних функцій організму і живих тканин. Остаточною метою лікування буде відновлення здорової тканини з одночасним зникненням залишків імплантованого біоматеріалу [106].

Дуже цікаві результати створення новітніх інтелектуальних наноматеріалів дають нові галузі науки й техніки — наносенсорика, наномеханіка, нанобіоніка [93], які потребують окремого розгляду, що виходить за рамки цієї роботи.

В усіх наведених прикладах використання фізичних явищ в умовах експлуатації ІБМ загальними ознаками можна вважати дію збуджувального чинника для виникнення певного фізичного явища (ефекту) в процесі експлуатації і, як результат, одержання обумовленого позитивного ефекту. Тут також можна знайти залежність його якісних і кількісних показників від хімічного складу, природи речовин чи матеріалів, їх будови, умов і параметрів ініціюючих впливів і, звичайно, практичної експлуатації.

4.6. Механічні ефекти, що реалізуються в ІМ

В цілому, аналогічний аналіз і висновки можна зробити для групи механічних ефектів, що реалізуються й використовуються в ІМ при експлуатації, хоча і з деякими особливостями. Приклади реалізації

механічних процесів і ефектів в інтелектуальних матеріалах наведено в табл. 8.

Ефект самовідновлення і, одночасно, зміцнення робочих поверхонь деталей машин, що в процесі експлуатації труться в мастилі [107, 108] (табл. 8, п. 29) полягає в адсорбції та масоперенесенні ато-

Таблиця 8. Механічні явища, які реалізують позитивні ефекти в інтелектуальних матеріалах

Table 8. Mechanical phenomena realizing positive effects in smart materials

№	Назва явища, перетворення	Збуджувальна причина	Позитивний результат	Джерело
29	Самовідновлення поверхонь тертя	Тертя і зношування в проміжному рідкому середовищі	Самовідновлення поверхні тертя, що зношується. Пониження коефіцієнта тертя, «заліковування» поверхневих дефектів	[100, 101]
30	Самозмащувальний ефект	Тертя	Зниження коефіцієнта тертя, величини зносу	[82, 83]
31	Ефект самоочищення поверхні	Мікроструктурована поверхня	Незмочувана поверхня забезпечує видалення забруднень краплями рідини, що скочуються	[82, 83, 109–112]
32	Вибірковість механічного зношування	Зношувальна дія матеріалу, що обробляється	Самозаточування лезового інструменту. Збереження ріжучих властивостей за тривалий час експлуатації без переточування	[113, 114]
33	Самофутерування захисних елементів броню	Ударно-абразивна дія зносного середовища, яке заповнює передбачені порожнини	Підвищення довговічності, зниження матеріалоемності броньових захисних елементів обладнання	[115, 116]
34	Акомодація турбулентного детермінованого хвилеподібного руху пульпи з футерівкою	Ударно-абразивна дія пульпи на комбіновану футерівку	Підвищення продуктивності кульових барабанних млинів, скорочення електроенергії, витрат металевих куль	[115–118]
35	Демпфування динамічно-реактивне	Енергія ладунку	Підвищення протиладункової та протикумулятивної стійкості, зменшення глибини проникнення кумулятивного ладунку, поліпшення захисних властивостей броні	[119–121]
36	Ефект аеродинамічної самоадаптації	Аеродинамічні струмені	Самозміна геометрії виробу, що забезпечує зниження навантажень	[122, 128, 129]

мів дисульфиду молібдену або наночастинок наноалмазів та інших матеріалів з мастила на поверхню тертя, виникненні атомно-молекулярних зв'язків з основним стопом. Він істотно залежить від наступних факторів: хімічного складу присадних матеріалів до мастильних рідин, їх взаємодії з поверхнями, що труться, умов тертя і зношування тощо [107]. Присадки до мастил, що містять, наприклад, дисульфід молібдену, або наночастинок алмазів та інші функціональні речовини, які мають поверхнево-активні властивості, утворюють стійкі до стирання тонкі плівки на поверхні деталей, що труться.

Самозмащувальні матеріали характеризуються відсутністю мастила в якості робочого середовища й низьким коефіцієнтом тертя і, відповідно, рівня зносу (табл. 8, п. 30). Вони складаються з пористої матриці та розміщеної в порах змащувальної складової, що виділяється на їх поверхні в зоні фрикційного контакту. Їх зазвичай одержують методами порошкової металургії, забезпечуючи пористість матеріалу, наприклад, для підшипників ковзання 20–30%, пори заповнюють нестаріючим мастилом [83]. Таки матеріали працюють без змащення. Умови самозмащення визначаються наступними умовами: дією капілярних сил, швидкістю ковзання, величиною навантажень, величиною зазору між поверхнями, що труться, температурою експлуатації.

В якості самозмащувальної складової таких ІМ, що знаходиться в порах, є рідкі (масла), тверді (графіт, селеніди, сульфідні). Як приклад таких матеріалів можна привести бронзу з 10% олова, стопи заліза, алюмінію.

Заслужують на увагу самозмащувальні покриття, які, або досить міцні, щоб зменшувати знос, або мають низьку поверхневу енергію і за рахунок цього зменшують адгезію і тертя. Розробляються самозмащувальні металеві, полімерні та керамічні композити. Наприклад, в нанокompозитах наповнювач, — вуглецеві нанотрубки або фуллерени C_{60} , — грає роль «підшипників» і зменшує тертя. У композит, виготовлений на основі міді методом порошкової металургії, додають політетрафторетилен, а пористий поліфеніленсульфідний композит модифікували додаванням 1 мас.% цеоліту і просочували складом на літєвій основі, що уможливило зменшення коефіцієнту тертя на 90% [82].

Цікавість одного з методів створення самозмащувальних матеріалів полягає в формуванні шару мастила в процесі тертя за рахунок хімічної реакції, внаслідок механічного контакту. Захисний шар міді, наприклад, утворюється при терті на металевій поверхні за рахунок переносу йонів міді зі стопів, що містять мідь, (наприклад, бронзи) або з мастила. Також захисний шар може бути утворено при хімічній реакції окислення або реакції з водяною парою.

Оксид бору реагує з водяними парами в повітрі з утворенням захисного покриття, що складається з борної кислоти, за реакцією [82]: $B_2O_3 + 3H_2O \rightarrow 2H_3BO_3$.

Завдяки шаруватій кристалічній структурі, борна кислота схожа на інші тверді частинки, з хорошими змащувальними властивостями (наприклад, MoS_2 , графіт і гексагональний нітрид бору). Механізм самозмащування пояснюється запропонованою моделлю триклинної кристалічної структури борної кислоти з розташуванням атомів в щільно пакованих шарах, що знаходяться на відстані 0,318 нм один від одного, які характеризуються слабкими Ван дер Ваальсовими зв'язками. Передбачається, що легке ковзання цих шарів один відносно одного, забезпечує низький коефіцієнт тертя.

Цікаву групу ІМ складають *матеріали, що самоочищуються*, які відштовхують воду, органічні рідини й інші забруднення, завдяки мікроструктурі спеціально підготовленої поверхні (табл. 8, п. 31).

Механізм самоочищення мікроструктурованих поверхонь засновано на тому, що мікро- або наноструктури і візерунки поверхні спільно з повітряними проміжками, укладених між структурними елементами, підтримують крапельку води виключаючи змочування поверхні. Такий тип зіткнення збільшує кут контакту з краплею води, завдяки поверхневому натягу, і, отже, крапелька води може перекочуватися по мікро- або наноструктурованій поверхні, видаляючи тим самим пил, і тим самим забезпечуючи ефект самоочищення. На поверхні створюється наноструктура типів «нанотрава» або «наногазон» що складаються з нанодротів однакової висоти, які дуже близько розташовані. Наприклад, методами гальванічного осадження металу через пористий шар кераміки або полімеру, або глибокого йонного травлення (силіцієвих пластин) може досягатися мінімальна товщина стрижнів «нанотрави» близько 50 нм [83]. Крапля води не може проникнути через ці зазори через поверхневий натяг, і змушена скочуватися! Щоб проникнути через нанотраву краплі води потрібно збільшити площу поверхні, що енергетично неможливо. Сили адгезії між краплею води і «нанотравою» виявляються дуже малими, вона спочиває на «травинках» нанотрави та скочується. Частинки бруду також не проникають між травинками (там повітря), адгезія дуже мала, вони залучаються краплями води, що скочуються, і не забруднюють поверхні такого матеріалу [83].

Поєднання мікро- і нанорозмірних візерунків на поверхні уможливило досягнення високої супергідрофобної її здатності. Для цього тефлон наносили на пластик, що термоусаджується, а після нагрівання одержували зморшкувату поверхню тефлону. Кут контакту крапель з такою поверхнею — 172° , завдяки чому кульки води ледь торкаються поверхні, легко скочуються без змочування. Розроблене покриття по міцності відповідає алюмінієвому [82].

Супервідштовхувальні властивості самоочищення надає тканинам поєднання як фізичного очищення від забруднень, так і процесу хімічної деградації кольорових плям і розчинів при впливі ультрафіолетового опромінення, а біологічну функцію — антибактеріальні властивості. Наприклад, тканина з бавовни набуває властивості самоочищення завдяки додаванню наночастинок TiO_2 [109, 110] або нанострижнів ZnO [111], що використовується для захисту історичних будівель і пам'ятників [112].

Ефект вибіркового зношування — самозагострювання різального пруга лезового інструменту (табл. 8, п. 32) полягає в рівномірному або вибіркового стиранні робочого різального пруга зі збереженням заданої геометрії початкової заточки. Він також в певній мірі залежить від хімічного складу стопу, з якого його виготовлено, його мікроструктури, заданої геометрії різального пруга та її заточки, умов різання і властивостей оброблюваного матеріалу [113, 114]. Таким чином, сам інструмент в процесі експлуатації (різання) забезпечує при дотриманні зазначених умов збереження геометрії різального пруга та тривалої працездатності. Прикладами практичного використання лезового інструменту, що самозагострюється, є ножі для різання різноманітних матеріалів, плугові лемеші для оброблення ґрунту, різальні диски бурякозбиральних комбайнів, бурового інструменту.

Матеріали і способи, що забезпечують ефект самозагострення інструменту наступні. Створення спеціального «розумного» конструктиву інструменту шляхом збільшення розмірів, найбільш активно схильних до зношування частин, наприклад, передній частині плугових лемешів. При іншому підході, доцільно проводити натоплення твердих стопів на найбільш вразливі ділянки інструменту, що знижує можливість зношення цих областей та інструменту в цілому. Можливе використання зносостійких пластин, що приклеєні або налютовані на тильній стороні лемеша. Застосовується також лазерне, плазмове або імпульсне електронно-променеве оброблення леза, яке зміцнює різальну частину й ускладнює процес зношування [83].

Ефективно використання біметалевих матеріалів для лемешів з приблизно однаковою кінетикою зношування носової та ріжучої частини. Самозагострювальне лезо виконують двошаровим. При цьому різальний шар виготовляють з більш зносостійкого матеріалу, а другий шар — з менш зносостійкого, який більшою мірою зношуючись, охороняє основний різальний шар від стирання. В результаті в процесі різання ріжучий шар трохи виступає над більш м'яким і забезпечує різання, в цілому зберігаючи свою задану форму і зношуючись меншою мірою, ніж в зазвичай прийнятому конструктиві [83]. Тут можна привести аналогію з процесом достатньо ефективного функціонування різальних властивостей різцевих зубів бобра, в яких більшою мірою зношується внутрішня їх сторона, що складається з менш

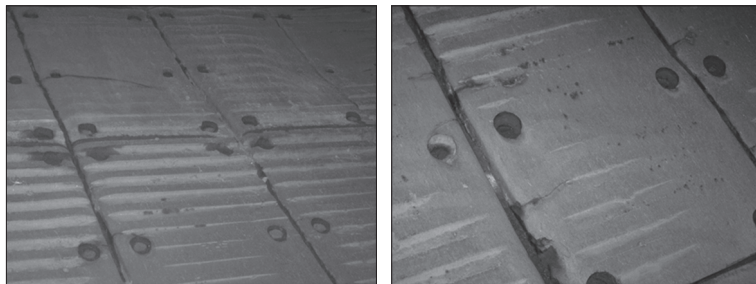


Рис. 31. Рифлені захисні плити, що самофутеруються, для футерівки агломераційних машин аглофабрик з чавуну ЧХ15Г4ТЛ з метастабільною структурою
Fig. 31. Corrugated protective plates for lining the sintering machines at sintering plants of cast iron Cr15Mn4Ti with metastable structure

твердого (ніж емаль фронтальної частини) дентину (склад відповідає гідроксиапатиту).

Ефект самофутерування реалізується в так званих захисних (броньфутерувальних) плитах, що самофутеруються (див. табл. 8, п. 33), які конструктивно виготовляють з порожнинами, які в процесі роботи заповнюється абразивним матеріалом, що самопереміщується (наприклад, рудно-шихтові матеріали металургійного виробництва — агломерат, кокс, вапняк тощо). Ефект футерування, що самофутерується (так зване Міхельсонове футерування, що самофутерується) використано для пришвидшувачів, що самофутеруються при експлуатації відцентрово-ударних дробарок [115]. У цих дробарках, створених за принципом «камінь об камінь», металеві частини корпусу при дотриманні правил експлуатації досить надійно захищені самофутеруванням. В результаті ресурс змінних робочих краєнок роторів, що самофутеруються, дробарок серії V фірми СБМ або «Давид» перевищує в 6–8 разів ресурс комплекту відкритих ребер дробарки «Каника», знижується енергоємність і металоємність обладнання, забезпечується стабільність гранулометричного складу продуктів дроблення, знижується рівень капітальних витрат і трудомісткість технічного обслуговування [115].

У захисних плитах, що самофутеруються, ребристої форми (рис. 31) розвантажувальної частини агломераційних машин, виготовлених із зносостійкого метастабільного чавуну ЧХ15Г4ТЛ, фрагменти і частки із шматків агломерату, що переміщаються щодо поверхні плит, заповнюють конструктивно передбачені порожнини (між ребрами). Цим забезпечується ефект самофутерування безпосередньо в процесі експлуатації.

Ударно-абразивний та термічний вплив гарячого агломерату на плити дестабілізує аустеніт і спричинює деформаційні та термодформаційні фазові перетворення (ДФП і ТДФП — мартенситні, виді-

лення та трансформацію карбідів) в поверхневих шарах робочих ділянок плит. Це одночасно забезпечує ефект самозміцнення та підвищення зносостійкості за рахунок утворення в процесі експлуатації нових твердих фаз — мартенситу деформації та вторинних карбідних частинок. Ударно-абразивну дію сприймає не лише «металева» частина плит, а й порожнини, що самофутеруються, які заповнюються матеріалом подрібненого агломерату. Таким чином, саме абразивне середовище, що зношує, стає ефективним протектором зношування поверхневого шару плит безпосередньо в процесі роботи [116].

Цей подвійний ефект фазово-структурної і конструктивної самоорганізації матеріалу й виробу в процесі експлуатації (самозміцнення і самофутерування) збільшує здатність поглинання енергії ударно-абразивного впливу плитами нової конструкції на ДФП (або ТДФП) і пов'язані з ними процеси самозміцнення і саморелаксації напружень, також протекторно-демпфувальну здатність плит нової конструкції. В результаті менша її частка залишається на руйнування металу при зношуванні. В результаті застосування метастабільного чавуну нового складу і плит нової конструкції їх довговічність збільшилася на 2–3 місяці при одночасному пониженні металовмісту на $\approx 30\%$ і, відповідно, витрат леґованого чавуну.

Таким чином, сам абразивний матеріал, що обробляється і переміщується, стає досить суттєвим фактором, що протидіє стиранню, забезпечує підвищення енергопоглинання, зносостійкості й довговічності футерувальних плит. Кінетика і величина їх зношування суттєво залежать від хімічного складу леґованого зносостійкого чавуну або сталі, з яких їх виготовлено, кінетики та об'єму ДФП і ТДФП, і у важливому ступені — від геометричної форми, розмірів порожнин, гранулометричного складу і властивостей абразивного матеріалу, що контактує з ними.

Заслужує на увагу хвильове футерування метал–гума (з гумовими елементами бронезахисту) кульових барабанних млинів, в яких передбачається певна задана геометрія хвильового типу, що забезпечує максимальну акомодацию взаємодії футерувальної поверхні та подрібнюваної пульпи разом з кульовими елементами заздалегідь передбаченим і заданим законом [117] (табл. 8, п. 34).

Кульові барабанні млини і пульпа (суміш подрібнювального матеріалу (руд), мінералів і сталевих загартованих куль) в них розглядаються як дисипативна система. Комбінування сталі (або чавуну) й гуми в конструктиві футерівок кульових барабанних млинів уможливує використання, поєднання переваги зносостійкості металевої частини й еластичності гуми. Остання, як чудовий демпфувальний матеріал, поглинає ударні навантаження, а сталь (чавун) реалізовує зносостійкість. Еластичність гуми сприяє розсіюванню енергії удару абразивних шматків і пружного відновлення форми футеру-

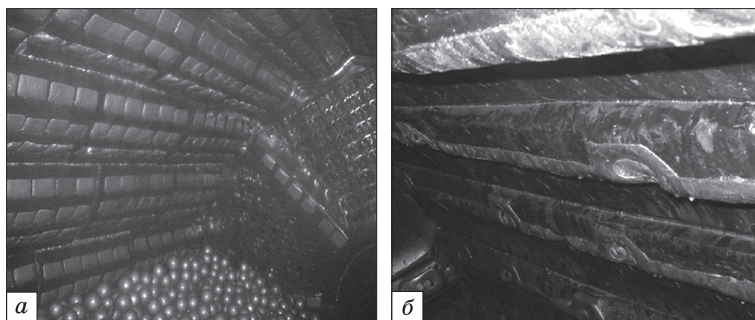


Рис. 32. Комбіноване гумометалеве хвильове футерування виробництва фірми «Валса-ГТВ» (а) і «НВП Еласт» (б) [117]

Fig. 32. Combined rubber–metal wave lining manufactured by ‘Valsa-GTV’ (a) and ‘NPP Elast’ (б) [117]



Рис. 33. Елементи динамічного захисту на ізраїльському танку М48А3 (Магах-3) (а), танку Т-72 (б) і польському танку ПТ-91 («Твердий») (в) [119]

Fig. 33. Dynamic protection elements on the Israeli tank M48A3 (Magakh-3) (a), tank T-72 (б), and Polish tank PT-91 (‘Twardy’) (в) [119]

вання. Еластичність найбільш ефективно впливає на взаємодію пульпи й футерування при хвильовому профілі футерування (рис. 32).

Сутність механіки процесу взаємодії потоку подрібнюваного завантаження, що переміщується, і футерування полягає в тому, що потік керує утворенням хвилеподібного рельєфу футерування, а футерування одночасно керує потоком. При цьому рельєф футерівки знаходиться в деякій залежності від структури потоку і є «відбитком» структурних утворень його турбулентности [118]. Турбулентність і дисипація енергії відіграють домінуючу роль у формуванні морфометричного рельєфу футерування й ритму річкового візерунку. В результаті взаємної акомодатії потоку пульпи й футерування утворюються такі гідроморфологічні характеристики потоку і такий морфометричний рельєф футерування, при яких витрачається мінімум енергії (за принципом Релея–Гельмгольца) і спостерігається мінімум виробництва ентропії (за принципом Пригожина) [118].

Оптимальний підбір комбінованого гумово-металевого футерування за стадіями подрібнення уможливорює інтенсифікувати процес подрібнення, а зміна кінематики руху пульпи за рахунок взаємодії з

еластичною гумовою частиною дає підвищення продуктивності на 5–6%, скорочення витрати куль на $\approx 10\%$, витрати електроенергії на 5–10% [117].

Схоже оцінювання може бути застосовано й до *реактивної рознесеної броні* військової бронетехніки (reactive armour), захисна функція якої також багато в чому визначається складом, структурою та властивостями броньових елементів, здатних адекватно реагувати на збуджувальну дію уражального чинника [119] (табл. 8, п. 35). Для цього використовують елементи динамічного захисту, що представляють металеві контейнери, які розміщуються поверх основної броні танка (рис. 33). У загальному вигляді динамічний захист складається з шару вибухової речовини (вибухівки), розташованого між двох тонких металевих пластин. Принцип дії динамічного захисту полягає в тому, що при взаємодії бойового ладунку з контейнером динамічного захисту, в результаті деформаційного реагування вибухової речовини, відбувається його піддрив назустріч руху ладунку. В якості розривного заряду використовувалася пластична вибухова речовина Semtex (Ізраїль) на основі гексогену.

Розсіювання (розпорошення і дестабілізація) кумулятивного струменя (поглинання кінетичної енергії) уражального ладунку здійснюється за рахунок наступних трьох чинників: (1) пружності шарів наповнювача броні або її елементів, (2) пластичної деформації й руйнування елементів броні, а також (3) зворотньооспрямованого вибуху вибухової речовини елементів захисних пристроїв динамічного типу. Як приклади використання цих захисних ефектів є захисні пристрої динамічного типу (ЗПДТ), реактивна броня невибухової або вибухової дії («Контакт-1» і «Blazer», «Контакт-5», «Релікт», «Кумулятивні ножі» з атакуючими боеприпасами тощо) [120, 121]. Вплив на кумулятивний струмінь ладунку за допомогою металевих пластин, які перетинають траєкторію струменя, призводить до його розпорошення й дестабілізації, що супроводжується диспергуванням частини її матеріалу до пилоподібного стану. Причому, метання пластин за допомогою плаского заряду вибухівки ініціюється самим струменем [120].

Цікава, наприклад, українська розробка «Кумулятивні ножі», які руйнують і дестабілізують атакуючі кінетичні боеприпаси, або кумулятивний струмінь. При підльоті ладунку його кумулятивний струмінь (кінетичний ладунку, ударне ядро) починає впливати на один з основних в серії встановлених подовжених зарядів ЗПДТ «Ніж» (розташовуються на броні в певному порядку), який, спрацювавши, в свою чергу надає випереджаючий вплив на засіб ураження. Частина заряду, що залишилася поки не зруйнованою, викликає розлітання продуктів детонації (а також циліндричної оболонки) в протилежні від кумулятивного струменя боки. Виниклий кумулятивний стру-

мінь спільно з продуктами детонації заряду активно впливає на засіб ураження, руйнуючи його на окремі фрагменти й відхиляючи його від первісної траєкторії польоту [120], знижуючи або усуваючи його уражальну функцію.

В результаті використання динамічного захисту ймовірність ураження танків наземними кумулятивними засобами поразки зменшили: для Т-55А і Т-62 — в 4–4,3 рази, для Т-80Б, Т-72А і Т-64Б — в 1,8–2 рази. Динамічний захист другого покоління («Контакт-5»), що з'явилася в колишньому СРСР у другій половині 1980-х років, став ефективним і проти кінетичних боеприпасів — ладунків типів БПЛ (бронебійних підкаліберних ладунків) і бронебійних оперених підкаліберних ладунків (БОПЛ) [119–121].

Наразі створено чимало типів ЗПДТ. Їх розрізняють за конструктивом і типом використаної енергії — на ЗПДТ вибухової (вибухова речовина) і невибухової (електрична енергія, енергія, що утворена в результаті хімічних процесів) дії; за способом активації — на ті, що самоактивуються й ті, що несамоактивуються; за способом впливу на уражальний чинник — на ті, що використовують пластини, які метають за допомогою вибухівки чи іншого джерела, електромагнетний вплив або їх підвиди [120]. Певна роль відводиться підбору і властивостям матеріалів, що використовуються. Існують двох і тришарові варіанти захисних пластин. Наприклад, складаються з металевих матеріалів з різним акустичним опором (наприклад, алюмінієвий зовнішній шар і високоміцна сталь — нижній). Послідовна дія сталевих пластин, які метають, і неметалевих елементів (кераміка, склопластик, поліуретан тощо), розміщених між непов'язаними між собою зарядами вибухівки спричинює додаткову дію на уражальний ладунк, тим самим збільшуючи час функціонування пристрою, що приводить в підсумку до значного зниження бронепробивання [121]. ЗПДТ об'ємної форми гідродинамічного типу забезпечує формування ешелонованої гідродинамічної течії, що складається з відколених частинок з внутрішньої поверхні й основного матеріалу облицювання і безлічі багат шарово встановлених із взаємним перекриттям в шарах вибуховідколених комірок. Мінізаряди вибухівки розміщують в цих комірках (сферичної або напівсферичної форми) шарово з повним перекриттям комірчастою структурою поверхні перепони, що захищається. Цим забезпечується при проходженні кумулятивного струменя серія мікробибухів, що багаторазово впливають матеріалом облицювання й відколеними елементами комірок на кумулятивний струмінь ладунку, що дестабілізує кумулятивний струмінь і знижує вражаючу дію ладунку [120].

Новий динамічний захист четвертого покоління представлено «Малахітом» (РФ), який (можливо) здатний протистояти «перспективним протитанковим ракетним комплексам», в тому числі з осо-

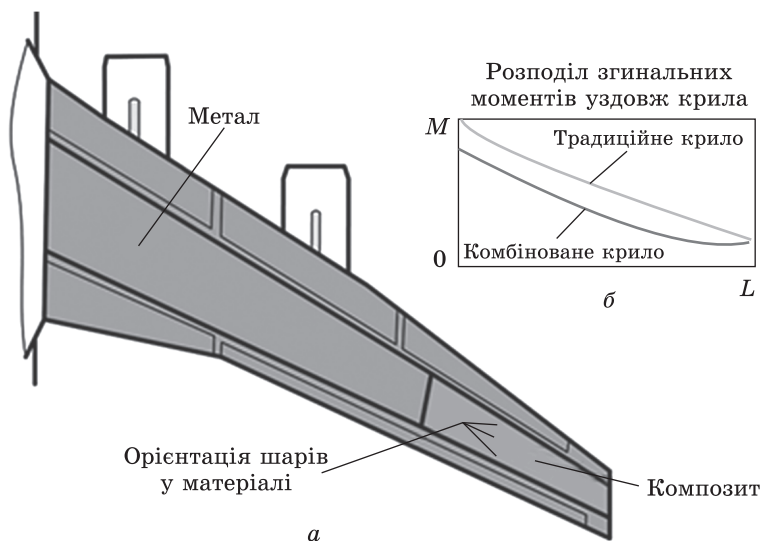


Рис. 34. Вплив матеріалу, здатного до самоадаптування, на згинальні моменти по всьому розмаху крила літака: *a* — розташування композиційного матеріалу, що самоадаптується, *б* — зниження згинального моменту в нижній частині крила із композиційного матеріалу [128]

Fig. 34. The effect of self-adaptive material on bending moments over the entire wingspan of an aircraft, where *a* — the location of the self-adaptive composite material, and *б* — a decrease of the bending moment in the lower wing's part made of composite material [128]

бливо потужними бойовими частинами, як у 'Javelin' (США), при куті підльоту до 60° і, в тому числі, при атаці в дах танка [119].

В цілому, величина захисних властивостей як позитивного ефекту при використанні механічних явищ в ІМ залежить від ряду факторів, у тому числі від типу ЗПДТ, комбінації і складів матеріалів, величини і ступеня впливу ініціуювального чинника, умов експлуатації, що підтверджує правильність сформульованих вище загальних підходів до їх оцінювання.

Цікаві результати ефекту самоадаптації під дією аеродинамічних навантажень проявляють розроблені «інтелектуальні» армовані полімерні композити, які вже використовуються, головним чином, в конструкціях летючих апаратів [122] (табл. 8, п. 36). Застосування таких ІМ дозволило створити літаки з аероактивними крилами, здатними змінювати свою геометрію під дією аеродинамічних потоків відповідно до умов польоту. Це вуглепластики марок АКМ-1 і АКМ-2 для конструкцій, що самоадаптуються, в яких реалізується ефект виникнення обертальних напружень і деформацій при згинальному навантаженні, що виникає в аеродинамічному потоці та приводить до зміни форми поверхні крила. В результаті змінюється підйомна

сила крила, що призводить до зниження напруженості конструкції в цілому, внаслідок використання нерівноважності структури композиційного ІМ [123].

Вперше у світовій практиці реалізовано можливість досягнення високих масових і аеродинамічних характеристик при використанні вуглепластика, що самоадаптується КМУ-7у (АКМ-1у) в конструкції крила зворотньої стрілоподібності винищувача СУ-47 «Беркут» АТ «ОКБ ім. Сухого». Особливістю і найважливішою перевагою такого вуглепластику (рис. 34, а) є особливий тип структурної анізотропії, створений нетрадиційним укладанням моношарів. Завдяки цьому під впливом аеродинамічного навантаження відбувається цілеспрямована зміна геометрії конструкції, що сприяє перерозподілу, і, результат, зниженню діючих навантажень (рис. 34, б: нижня крива) в порівнянні зі звичайною конструкцією крила (рис. 34, б: верхня крива). Самоадаптація такої конструкції забезпечує стабільність кутів атаки і, як наслідок, високі аеродинамічні характеристики при польотах з великими кутами атаки й високу маневреність літака [124].

До композиційних ІМ можна віднести органоласти або органоластики — вид композиційних матеріалів, що представляють собою полімер, армований органічним волоконним полімером. Їх переваги полягають в тому, що густина органічних волокон в два–три рази нижче густини мінеральних, а питомі значення їхніх міцності та жорсткості порівняно високі: їхня густина становить від 1 до 4 г/см³. Органоластики застосовують в авіаційній техніці і ракетобудуванні для виготовлення деталей, що працюють під розтягувальним або ударним навантаженням. Чудова властивість органоластів зобов'язана здатності полімерних волокон, які входять у їх структуру, до значних пружно-пластичних деформацій і балістичних впливів куль і осколків ладунків, в результаті чого відбувається поглинання кінетичної енергії останніх. Це зумовило можливість використання органоластиків у виробництві захисних екранів.

З органоластиків виготовляють бронеодяг і захисні екрани для транспортних засобів і бойової техніки. На відміну від металевої, броня з органоластів не утворює осколків при поглинанні енергії індентора. Це важлива властивість уможливило використання органоластиків для захисту найбільш вразливих елементів конструкції летючих апаратів. Наприклад, використання органоластиків замість сталевих бронелістів уможливило зниження маси бронезахисту гелікоптера УН-60А фірми Сікорського (Sikorsky УН-60 Black Hawk — «Чорний Яструб») на 953 кг без погіршення його захищеності від куль і осколків [122].

Дуже перспективні наукові напрямки створення автономних композиційних ІМ на основі біопідходу та біометричних процесів, роз-

роблення матеріалів, що самовідновлюються, покриттів регуляторних структур і систем, що самоорганізуються, зносостійких покриттів, здатних працювати у контакті з абразивовмісним середовищем [123], композитів на основі полімерів, кераміки, адгезивів з новими властивостями та навіть структур на графеновій основі [122–129].

На думку авторів посилання [122] перспективним напрямом в галузі матеріалознавства є розроблення ІМ, здатних адаптуватися до мінливих умов зовнішніх впливів з метою самозбереження, тобто підтримування можливості виконувати свої функціональні властивості та забезпечення працездатності всієї конструкції. З цією заявою важко не погодитися. Однак за концепцією авторів цієї оглядової статті при створенні ІМ нового покоління на металевій основі основним принципом є не лише здатність самоадаптуватися до зовнішніх умов, а й, що найважливіше й відмінне, поліпшення властивостей, причому навіть не в одному, а в декількох аспектах, наприклад, підвищувати міцність, а одночасно поліпшувати й пластичність, зносостійкість, демпфувальні властивості, вібропоглинання, енергопоглинання тощо в залежності від умов експлуатації і затребуваних технічних вимог [7].

4.7. Оптичні явища, що уможливають і реалізують ефекти в ІМ

Наступну групу прикладів розглядуваних ІМ, заснованих на використанні фізичних явищ і ефектів в ході експлуатації, можна віднести до оптичних, оскільки явища, що відбуваються в них, пов'язано з фізикою оптики (табл. 9).

Це таке явище як *ефект лазера* — багаторазове генерування і посилення когерентного електромагнетного індукованого випромінювання в результаті квантових переходів атомів із збудженого до основного стану [130–132] (табл. 9, п. 37). Відповідно, лазер — оптичний квантовий генератор — пристрій, що перетворює енергію накачування (світлову, електричну, теплову, хімічну тощо) в енергію монохроматичного, поляризованого та вузькоспрямованого потоку випромінювання [133]. Його ефект реалізується завдяки використанню цікавих властивостей ІМ у вигляді твердих кристалів, йонних (CaF_2 , LaF_3 , LiYF_4 , $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ з домішками Sm^{2+} , Tu^{2+} , Pr^{3+} , Nd^{3+} тощо) чи напівпровідникових (GaAs , CdS , InAs , InSn тощо), які застосовуються в твердотільних лазерах, або газів (He-Ne , H , Ar , CO_2), що використовуються у газових лазерах.

Відповідно, за субстанцією матеріалу — фізичною природою їх активного середовища, що генерує індуковане випромінювання — лазери поділяють на твердотільні (рубіновий, що є найпершим з лазерів, ітрій-алюмінієвий ґранат та інші), напівпровідникові, газові

Таблиця 9. Оптичні явища, що реалізують позитивні ефекти в ІМ
 Table 9. Optical phenomena realizing positive effects in smart materials

№	Назва явища, перетворення	Збуджувальна причина	Позитивний результат	Джерело
37	Індуковане випромінення висококонцентрованої енергії	Лампа-спалах (світловий потік), електричний розряд	Лазерний промінь в діапазоні довжин хвиль інфрачервоного, видимого, ультрафіолетового чи Рентгенового випромінення ($\lambda = 0,17-118 \mu\text{m}$) з високою концентрацією енергії	[130–133]
38	Рідкокристалічний стан речовин	Електромагнетні поля, температура, механічні напруження	Анізотропія оптичних властивостей, формування зображення в РК дисплеях з високим розширенням і колірною гамою (16 млн кольорних відтінків)	[134–136, 140, 147, 148]
39	Флексоелектричний ефект (прямий)	Деформація	Виникнення електричного сигналу	[137]
40	Флексоелектричний ефект (зворотній)	Електричне поле	Змінення оптичних властивостей	[137]
41	Фотопружність (фотоеластичний, п'єзооптичний ефекти)	Механічні напруження	Виникнення оптичної анізотропії в спочатку ізотропних твердих тілах	[138, 139, 142, 148]
42	Люмінесценція	Фізичні впливи	Світіння речовини певний час з довжиною хвилі видимого, ультрафіолетового або інфрачервоного діапазонів	[149–151]
43	Плеохроїзм (дихроїзм, лінійний, круговий)	Оптичне випромінення	Змінення забарвлення речовин від напрямку поширення світла, що проходить через них, і його поляризація	[152, 153]
44	Фотохроїзм	Оптичне випромінення	Світлочутливість, оборотна зміна світлопропускання матеріалу залежно від інтенсивності світла	[154, 155]
45	Електрохроїзм	Електричний струм	Змінення оптичних властивостей: кольору, світлопропускання тощо	[82, 83, 157]
46	Метаматеріали	Електромагнетне випромінення	Відхилення електромагнетного або акустичного випромінення, що робить невидимими або сильно спотвореними ділянки, розташовані за матеріалом	[156–158]

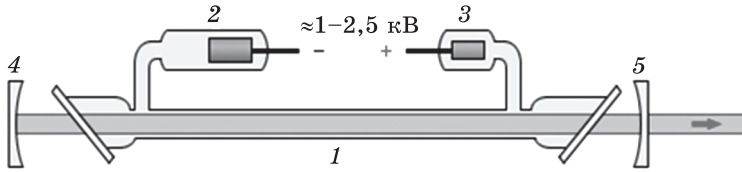


Рис. 35. Принципова схема гелій-неонового лазера: 1 — скляна кювета із сумішшю гелію та неону, в якій створюється високовольтний розряд; 2 — катод; 3 — анод; 4 — глухе сферичне дзеркало з пропусканням $<0,1\%$; 5 — сферичне дзеркало з пропусканням 1–2% [133]

Fig. 35. Schematic diagram of a helium–neon laser: 1 — a glass cuvette with a mixture of helium and neon, in which a high-voltage discharge is created; 2 — cathode; 3 — anode; 4 — blind spherical mirror with a transmission of $<0.1\%$; 5 — spherical mirror with a transmission of 1–2% [133]

(CO₂-лазери, гелій-неонові, аргонові), оптоволоконні (з ітербієвим сердечником).

Одним з найпоширеніших лазерів в даний час є газовий лазер на суміші гелію та неону. При співвідношенні компонентів He і Ne $\approx 10:1$ загальний тиск в суміші становить ≈ 102 Па [133]. Неон є активним газом, на якому виникає генерація на довжині хвилі 632,8 нм (яскраво-червоне світло) в безперервному режимі, а гелій — буферним. Він бере участь у механізмі створення інверсної населеності одного з верхніх енергетичних рівнів неону. Випромінення He–Ne-лазера має виняткову, неперевершену монохроматичність. Розрахункова ширина спектральної лінії генерації He–Ne-лазера фантастично мала і складає всього $\Delta\nu \approx 5 \cdot 10^{-4}$ Гц. Принципову схему гелій-неонового лазера наведено на рис. 35.

При досить високому рівні накачування в суміші He–Ne починається лавиноподібний процес розмноження ідентичних когерентних фотонів. Якщо кювета з сумішшю газів поміщена між високовідбивальними дзеркалами, то виникає лазерна генерація [133].

Основними характеристиками лазерів є довжина хвилі когерентного випромінення (в діапазоні від ультрафіолетового до інфрачервоного діапазонів (від ≈ 10 нм до 1000 мкм)), розмір плями або діаметр променя лазера, глибина фокуса (різкості), потужність променя та інші. Вони залежать від типу матеріалу, його фізичних властивостей, параметрів збудження, накачування тощо. Лазери здатні працювати в імпульсному й безперервному режимах. Потужність випромінення лазерів може змінюватися в межах від часток мілівата до 10^{12} – 10^{13} Вт (в імпульсному режимі) [133].

Наразі й так дуже широка сфера їх застосування — для топлення, різання, зварювання, зміцнення матеріалів, біологічних об'єктів (у медицині), у військовій техніці, в оптичних системах навігації, зв'язку і локації, в прецизійних інтерференційних експериментах, в

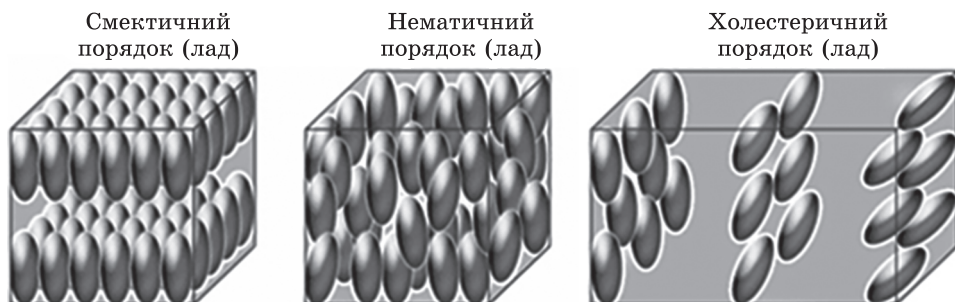


Рис. 36. Структура різних типів термотропних рідких кристалів [140]
 Fig. 36. The structure of different types of thermotropic liquid crystals [140]

хімії, просто в побуті тощо — останнім часом активно продовжує розширюватися на основі теоретичних і прикладних розроблень лазерної фізики та новітніх нанотехнологій.

Оптико-колірні властивості *рідких кристалів* (РК), пов'язані з молекулярною, мезоструктурною та текстурною перебудовою [134–136], відображаються у флексоелектричному, фотоеластичному і п'єзооптичному ефектах [137–139] (табл. 9, шп. 38–44), які проявляються в процесі їх функціонування. *Прямий флексоелектричний ефект* засновано на виникненні електричного поля в шарі РК під дією деформації, а *зворотній* — на дезорієнтації директора в РК. Рідкий кристал — речовина (за визначенням Фріделя — «мезоморфна фаза»), яка має одночасно властивості як рідини (наприклад, плинність), так і твердого кристалу (наприклад, анізотропії). За типом будови РК зазвичай поділяють на дві великі групи: смектичні та нематичні. У свою чергу, нематичні підрозділяються на власне нематичні та холестеричні РК (рис. 36) [140].

Для смектичних кристалів характерна двовимірна впорядкованість; в них молекули розміщуються таким чином, щоб їх осі були паралельні. Серед РК вони найбільш «кристалічні». Смектичним РК властива довгочасна пам'ять. Впорядкованість нематичних РК нижче, ніж у смектичних. Молекули здатні зміщуватися відносно довгих осей, тому упорядкованість стає «односторонньою» (або «орієнтаційною»), як у деяких твердих розчинах втілення [141, 142] чи заміщення-втілення [143–146]), а реакція на зовнішній вплив — відносно швидкою, в результаті пам'ять — короткою. Смектичні площини в них відсутні, а ось нематичні зберігаються [147]. Особливість молекул холестеричного типу в тому, що молекули (холестерину та його аналогів) розміщуються в нематичних площинах. При досить сильному бічному тяжінні їх вершини відштовхуються. В результаті тут можна одержати дуже складні рідкокристалічні структури: шаруваті, дискові й навіть кулясті [147].

За своїми загальними властивостями РК можна розділити на дві великі групи: (1) термотропні, що утворюються в результаті нагрівання твердої речовини й існують в певному інтервалі температур і тисків, та (2) ліотропні, які представляють собою двокомпонентні або більше системи, що утворюються в сумішах стрижнеподібних молекул даної речовини та води (або інших полярних розчинників).

Найбільш характерною властивістю РК і, безумовно, перевагою є здатність їх змінювати орієнтацію молекул під впливом електричних полів, що зумовило їх широкі можливості для застосування в промисловості. Пристрій РК-дисплеїв досить складний, проте, в загальному вигляді являє собою набір скляних пластин, між якими розташовані РК-матриця і безліч джерел світла (рис. 37). Піксель РК-матриці включає в себе пару прозорих електродів, які дозволяють змінювати орієнтацію молекул рідкого кристала, а також пару поляризаційних фільтрів, які регулюють ступінь прозорості тощо.

Явища *фотопружності* (фотоеластичний і п'єзооптичний ефекти), пов'язані з деформацією електронних оболонок атомів і молекул, розкручуванням і переорієнтацією полімерних ланцюгів (див. табл. 9, п. 41), використовуються для керованої зміни оптичних властивостей під дією механічного напруження (деформацій) або електричного струму в оптичних матеріалах.

Складами, особливостями мікромолекулярної будови, чудовими фізичними ефектами і параметрами зовнішнього впливу досягається можливість плавного і локального регулювання й управління найважливішими властивостями РК і параметрами випромінювання: світ-

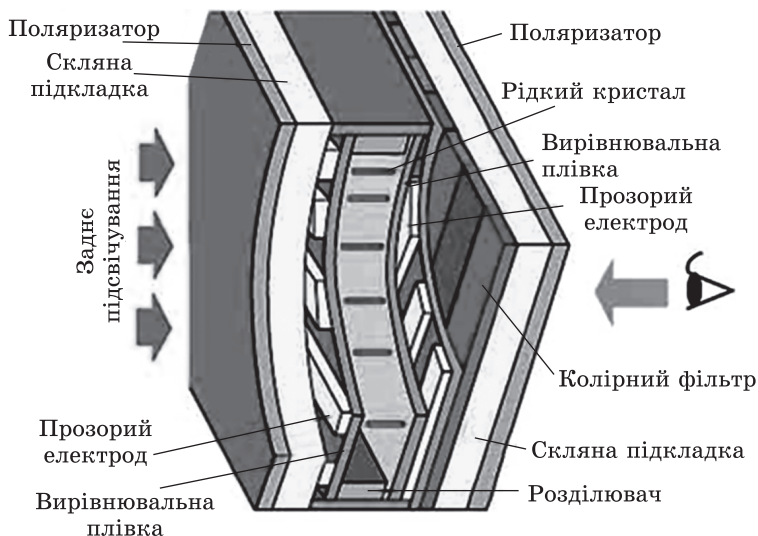


Рис. 37. Структура рідкокристалічного дисплея [140]

Fig. 37. The liquid-crystal display structure [140]

лопропусканням, світлорозсіянням, світлозаломленням, відображенням і поглинанням, кольорними характеристиками [148]. Це уможливорює управління формуванням зображень в РК-дисплеях, досягаючи найвищої їх якості. На рідких кристалах сьогодні працюють багато дисплеїв, монітори комп'ютерів і індикатори, інтегральні схеми, рідкокристалічні телевізори, середовища, що реєструють, в оптичних пристроях і приладах тощо. Фотоеластичний або п'єзооптичний ефекти використовуються для дослідження напружень в механічних конструкціях (поляризаційний метод).

Люмінесценція й її різновиди [149–151] (табл. 9, п. 42), плеохроїзм і фотохроїзм [152–155] (табл. 9, пп. 43 і 44), також реалізуються в ході експлуатації під дією якого-небудь ініціювального чинника: оптичного випромінення, або порушенням атомів будь-яким з фізичних впливів як то електричним розрядом, електромагнетним полем або пружною деформацією, світлом, радіацією, електронним пучком, прискореними йонами, хімічною реакцією, рекомбінацією радикалів. Люмінесценція працює на здатності матеріалів поглинати енергії при переході атомів (молекул) в збуджений стан, а потім назад з випроміненням квантів світла певного спектру. На використанні цього ефекту працюють люмінофори тверді й рідкі: фото-катодо-йоно-електро-люмінофори органічні й неорганічні, універсальні ($ZnS \cdot Cu$, $ZnS \cdot Co$, $CdS \cdot Co$, $CdS \cdot Cu$, активовані міддю або кобальтом), рідкоземельні метали.

Явище *плеохроїзму*, пов'язане з перегрупуванням атомів в молекули, які обумовлюють анізотропність поглинання світла, викликає переважною орієнтацією окремих молекул, уможливорює одержання різних забарвлень матеріалу залежно від напрямку світла, що проходить. З використанням плеохроїзму працюють поляроїди (лінійний дихроїзм), створюються різні барвники.

Використання явища *фотохроїзму*, пов'язане з протіканням фотохімічних реакцій з перебудовою валентних зв'язків і зміною валентності йонів металів, димеризацією, поглинанням світла молекулами в триплетному стані, оборотними процесами фотоперенесення електронів, реакціями фотодисоціації. На цьому явищі створено такі фотохромні речовини як силікатні скла з галогенидами ($AgBr$, $AgCl$, $CuBr_2$, $CuCl_2$), активовані кристали KCl , KBr , NaF , солі лужноземельних металів з добавками (CaF_2/La , Ce , $SrTiO_3/Fe$, Mo) (див. табл. 9, п. 39) [154, 155]. Вони застосовуються в приладобудуванні, будівництві, медицині, авіа- і ракетобудуванні, кольоровому фотодруку, фотоелектроніці, мікроелектроніці й інших галузях.

До ІМ цієї групи відносяться також спеціальні стекла з саморегульованою світлопроникністю, «камуфляжні» лакофарбові покриття, полімерні композиційні матеріали, що самодіагностуються, які ефективно застосовують в авіаційній, космічній, електронній промисловості, машинобудуванні, будівництві, медицині [1, 4].

Електрохромні матеріали змінюють свої оптичні властивості при електричних впливах [83] (табл. 9, п. 45). Зміну кольору проявляють деякі неорганічні сполуки, перш за все оксиди багатовалентних металів, залежно від ступеню окиснення їх катіонів [82, 83].

Такі окислювально-відновні реакції індукуються низькою електричною напругою (близько ± 1 В) постійного струму. Електрохромними властивостями володіють і деякі види полімерів, зокрема, що містять карбазол, композитні плівки з поліаніліну та поліакрилової кислоти, які змінюють колір від жовтого до пурпурного [156].

Електрохромний пристрій конструктивно являє собою багат шарову конструкцію, в якій один з шарів має електрохромні властивості й працює за принципом гальванічного елементу. Найбільш відомий електрохромний матеріал — триоксид вольфраму (WO_3), який у відновлювальній реакції утворює луг глибокого синього кольору [82].

Як правило, електрохромні низьковольтні пристрої з катодом, що змінює колір, фарбуються в зарядженому стані та знебарвлюються при розряді. Найбільш цікаве застосування електрохромних пристроїв — «розумні вікна», тобто вікна з електронним управлінням, які можуть ставати прозорими або затемненими і пристосовуватися до кількості сонячного світла залежно від часу дня і сезону. Такі «розумні вікна» дозволяють зменшити енергоспоживання в будівлях і створити комфортну атмосферу всередині [157].

Метаматеріали — особливий вид нових ІМ (табл. 9, п. 46), що представляють собою композиційні матеріали, одержані шляхом втілення в природний склад елементів штучних періодичних структур, начебто генного модифікування для неорганічних речовин, що відхиляють електромагнетне та акустичне випромінення [158]. Розроблено метаматеріали електромагнетні (наприклад, оптичні) та акустичні (звукові), властивості яких нетипові, не зустрічаються в природі і складно досяжні технологічно. Наприклад, так званий плащ-невидимка з такого метаматеріалу відхиляє електромагнетні хвилі, ніби його не існує. Поки ця властивість діє лише в двомірному просторі при опроміненні об'єкта мікрохвилями, що не розрізняються людським оком. Однак це серйозний крок вперед. Найближчим часом на основі цього відкриття створять новий матеріал, який зможе відхиляти й видиме людинною світло.

Китайськими вченими створені нові метаматеріали, що створюють «невидимість навпаки», які створюють ілюзію того, що предмети більші, ніж вони є насправді. З їх допомогою можна візуально збільшити, наприклад, стіну або закрити їй дверний отвір, що реально існує, який виявиться повністю прихованим. Цікава варіація даної технології, яка називається Блеф-стіною [158]. Вона дозволяє створювати стіну або копію неіснуючої військової техніки, для того

щоб завести в оману (обдурити) радарі противника, що вже використовується в озброєнні.

Метаматеріали використовують для виготовлення підкладок і випромінювачів у друкованих антенах задля досягнення широкосмуговості, зменшення розмірів антенних елементів і для збільшення ефективності антенної техніки в цілому. У доступному для огляду майбутньому метаматеріали уможливають створення мікроелектронних пристроїв, які будуть мати менші розміри й відрізнятися збільшеною продуктивністю. Це стане досяжним завдяки відмові від електронів як носіїв інформації на користь фотонів (квантів електромагнетного випромінення).

Таким чином, позитивний результат у цій групі фізичних явищ за якісними та кількісними характеристиками істотно залежить від складу речовин і матеріалів, що використовуються, ступеня їх самоорганізації в процесі експлуатації, параметрів ініціюючого впливу, аналогічно тому, як це характерно і для конструкційних метастабільних матеріалів в умовах механічних впливів [7].

4.8. Хімічні та біохімічні ефекти, що реалізуються в ІМ

Хімічні та біохімічні реакції й ефекти використовуються в ряді неорганічних і органічних матеріалів, які також можна віднести за вказаними вище ознаками до ІМ (табл. 10).

Процеси *самофосфатування*, що відбуваються в процесі тертя поверхні деталей з чавунів типу «Стедит» та інших фосфористих чавунів з підвищеним вмістом атомів Фосфору, утворенням потрібної фосфідної евтектики [159, 160] і безперервне самовідновлення фосфатної плівки, що стирається, деталей обумовлено окисненням фосфідних областей і утворенням фосфатів заліза та марганцю, а також локальним отопленням і «намазуванням» фосфідної евтектики (табл. 10, п. 47). Цей ефект можна віднести до механічних (у зв'язку з характером роботи — зношуванням) і до хімічних, оскільки в поверхневих шарах тертя відбуваються хімічні реакції. Якість позитивного результату, що досягається, тут також буде залежати від складу чавуну, температурно-напружено-деформаційних умов тертя й зношування, що визначає ступінь самоорганізації поверхні.

До цієї ж групи хімічних явищ можна віднести і *ефект вибіркового дифузійного формування бар'єрних захисних шарів* деталей енергетичного обладнання з хімічних сполук Ti, Cr і технологічних домішок (O, N, H), що утворюються та містяться в теплоносіях атомних реакторів (розтопах Pb і Li) [161, 162]. При їх роботі виникають зустрічні дифузійні потоки з розтопу металів (домішок O, N, H), із захисних деталей (Ti, Cr) до межі розділу (реакційна дифузія). В результаті утворюються шари хімічних сполук TiO, TiN, TiON тощо),

які перешкоджають корозійному руйнуванню. На цьому ефекті може бути створено бар'єрні захисні шари легуванням (лазерне, плазмове) неіржавійних сталей і стопів ванадію для деталей і елементів устаткування атомної енергетики. Захисний ефект таких дифузійних бар'єрних шарів залежить від хімічного й фазового складу стопів, їх мікроструктури, ступеня легування, що й визначає разом з іншими факторами швидкість зустрічних дифузійних потоків масоперенесення (реактивної дифузії) в процесі експлуатації (табл. 10, п. 48).

Розроблено полімерні інтелектуальні покриття, здатні виявляти й видаляти небезпечні ядерні забруднювачі. Такі застосування інтелектуальних матеріалів, що включають хімію каталізу, сенсорну хімію та хімію, що відноситься до методики дезактивації, які особливо застосовуються до екологічних проблем. Властивості матеріалу реактивних покриттів, що призначено для включення чутливих елементів задля виявлення й видалення небезпечних матеріалів, у тому числі й радіоактивні забруднювачі, є особливо привабливим застосуванням інтелектуальних полімерних систем [163].

Матеріали, що самоохолоджуються («нітливі» матеріали) (табл. 10, п. 49) здатні пропускати рідину, що виділяється на поверхні матеріалу виробу у вигляді крапель або парів і прохолоджується за рахунок фазових і хімічних перетворень (дисоціації, сублімації,

Таблиця 10. Хімічні та біохімічні явища, що реалізують позитивні ефекти в інтелектуальних матеріалах

Table 10. Chemical and biochemical phenomena that realize positive effects in smart materials

№	Назва явища, перетворення	Збуджувальна причина	Позитивний результат	Джерело
47	Самофосфатування поверхні зношування	Тертя контртіла	Поліпшення трибологічних властивостей, зниження коефіцієнту тертя, підвищення зносостійкості	[159, 160]
48	Виборча дифузія	Технологічні домішки (O, N, H) розтопів металів	Самозахисний бар'єр від руйнування деталей енергетичного обладнання	[161, 162]
49	Самоохолодження матеріалів	Підвищення або зниження температури	Самоохолодження поверхні матеріалу	[83]
50	Біодеградація матеріалів	Біологічні ферменти	Біологічна деградація	[83]
51	Дозарювання	Температура, вологість, світло, етилен	Поліпшення транспортабельності, підвищення лежкості, поліпшення якості та споживчих властивостей	[164–167]

топлення тощо). Для цього вони мають капілярну пористу структуру, завдяки якій вони й пропускають речовину в рідкому стані [83]. Зазвичай їх отримують методами порошкової металургії (наприклад, холодним вальцюванням металевих порошоків з подальшим спіканням, або гарячим вальцюванням, можливо й без спікання). В результаті пористість таких порошкових матеріалів, що «пітніють», з розміром пор від десятків нанометрів до сотень мікрометрів становить 20–60%, а щільність пор $7,6 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$. Їх виготовляють з різних сплавів, жароміцних, тяжкотопких, конструкційних та інших, виробляючи листи, труби, втулки, кільця, фасонні деталі тощо. Їх застосовують для високо- і теплонавантажених елементів літальних апаратів, реактивних двигунів, енергетичних агрегатів.

Як приклад можна привести порошкову пористу сталь, у порах якої міститься безліч мікро- і наночастинок Cu. З підвищенням температури мідь топиться, через пори виходить на поверхню виробів, і таким чином охолоджує її. При зниженні температури міді, вона через капілярні пори всмоктується назад в об'єм матеріалу та кристалізується. Для ракетних двигунів, газових турбін використовуються вольфрамові спечені пористі стопи як рідка субстанція для просочення — розтоплені легкотопкі метали [83]. Слід зауважити, що терморегулювальний процес «потіння» «пітливих» матеріалів загалом аналогічний потінню живих організмів (людини, тварин), як природний процес терморегуляції за рахунок потовиділення!

Біодеградуючі матеріали здатні руйнуватися в часі під дією біологічних факторів, розкладатися або засвоюватися в організмі людини чи в природних умовах під дією ферментів (табл. 10, п. 50). Їх деградацію при експлуатації засновано на перебігу хімічних або біохімічних реакцій: гідролізація під дією ферментів і мікроорганізмів або розпад макромолекул на олігомери, які розкладаються бактеріями.

Їх застосування відноситься до медицини й до пакування багатьох продуктів і товарів широкого вжитку. У хірургічній практиці досить ефективно використовуються біодеградуючі матеріали для виготовлення шовних ниток, серцево-судинні, стоматологічні, ортопедичні кріпильні та інші імпланти. В основі, мабуть, найперспективнішого напрямку в медицині, що бурхливо розвивається — створення органів з клітин тканин пацієнта — лежить використання якраз біодеградуючих матеріалів. З них формують своєрідний каркас з губчастою структурою, в комірки якої імплантують клітини реципієнта, здатні до зростання й тим самим відновлення втраченої тканини. Це дає можливість і створює умови проростання судинами цього штучного утворення з подальшим розсмоктуванням біодеградуючого матеріалу з його подальшою заміною власною сполучною тканиною, що відновлюється. Зазначені технології вже застосовуються для відновлення й поповнення втрачених ділянок хрящових і м'яких тканин.

На основі матриць, що складаються з органічних кислот (наприклад, молочної та гліколевої), в тканинній інженерії створюються такі тканини й органи як шкіра, хрящ, кістка, сухожилля, м'язи, тонка кишка тощо [83].

Пакувальні матеріали, що здатні біологічно руйнуватися, розкладаються в ґрунті під впливом мікроорганізмів, або деградують за допомогою швидкої ерозії під впливом навколишнього середовища. Актуальність розроблення пакувального матеріалу, що здатна біологічно руйнуватися, останнім часом стає пріоритетною в зв'язку з катастрофічним забрудненням навколишнього середовища всезростаючими об'ємами використаних полімерних пакувальних матеріалів, збереження яких в природі складає десятки і навіть сотні років. Для додання властивостей біодеградації пакувальним матеріалам використовують в якості основи природні полімери як то крохмаль, хітозан, похідні целюлози, полігідроксіалканоти тощо, які також використовуються для створення композиційних матеріалів, що здатні біологічно руйнуватися. В процесі біодеградації макромолекули таких ІМ розпадаються на олігомери, які потім переробляються бактеріями із навколишнього середовища. Продуктами їх розпаду зазвичай стають вуглекислий газ і вода [83].

В якості основи створення біодеградуючих пакувальних матеріалів використовуються сополімери полігідроксібутірата й полігідроксивалерата, гідроксікарбонової кислоти й її лактиду, ацетату целюлози з добавками й пластифікаторами, поліаміду-6 з добавками природних або синтетичних сополімерів, здатних біологічно руйнуватися [83].

Дозарювання (дозрівання, досягання) овочів і фруктів в процесі транспортування і зберігання в певних санітарно-кліматичних умовах також можна умовно вважати досить ефективним використанням метастабільних станів (недостиглості), завдяки перебігу передбачених спочатку керованих біохімічних реакцій і процесів самоорганізації в дещо інших, спеціально створюваних умовах, і для поліпшення (або як мінімум збереження) споживчих властивостей продукції [164, 165] (табл. 10, п. 51). У цих продуктах реалізуються наступні біохімічні процеси: протопектин переходить в розчинний пектин, крохмаль перетворюється на глюкозу, зменшується вміст кислот, відбувається синтез, пігментація (що за необхідності каталізується етиленом або киснем).

У тих, що досягають, фруктах і плодівих овочевих рослинах відбуваються біохімічні процеси, які бажані лише до певної міри, оскільки вони забезпечують оптимальну товарну якість плодів. При досяганні відбувається синтез барвників, руйнування хлорофілу. З продуктів розпаду вуглеводів, органічних кислот утворюються фенольні сполуки, фітонциди, білки, віск, етилен [166].

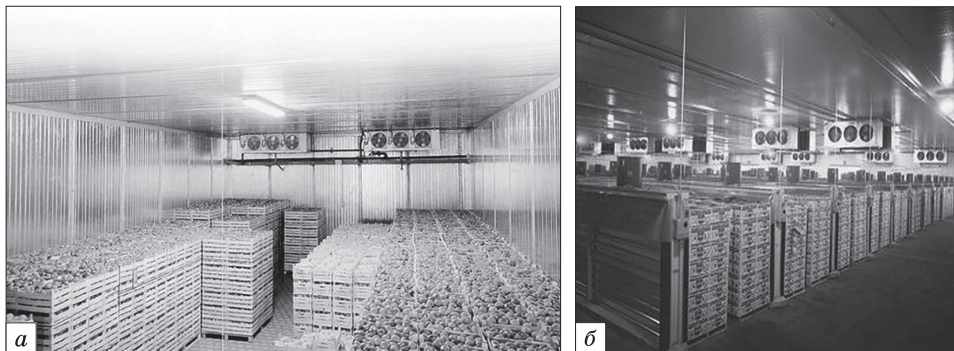


Рис. 38. Камери для досягання фруктів (а) і бананів (б) [167]

Fig. 38. Cameras for ripening fruits (a) and bananas (б) [167]

Існують два періоди досягання. Протягом першого періоду, коли плоди ще знаходяться на материнській рослині, триває їх зростання. Вони накопичують цукор в нерозчинній формі. Протягом другого періоду плоди вже не ростуть. Накопичені за час зростання й досягання речовини перетворюються в компоненти, які надають плодам потрібний аромат, смак і колір. Це досягання можливо відбувається й після своєчасного збору плодів. У другому періоді досягання біохімічні процеси досягають тієї межі, коли рослинна тканина починає старіти й плоди перестигають. Ця стадія зазвичай характеризується початком фарбування плодів [166].

До тих, що досягають, відносяться наступні фрукти і овочі: яблука та груші зимових і осінніх сортів, айва, горобина, деякі сорти слив, журавлина, брусниця, чорна смородина, цитрусові, банани, ананаси, хурма, гарбуз, дині, томати, огірки, горох, квасоля, кукурудза. До недостиглих відносяться інжир, гранати, баклажани. При досяганні поліпшуються споживчі властивості — з'являється більш привабливе забарвлення (томати з бурих стають червоними), аромат, консистенція [166].

Зазвичай застосовують два основних способи дозарювання овочів і фруктів: (1) фізичний, при якому плодоовочева продукція зберігається в спеціальних камерах або на складах, в умовах правильного клімату, зберігання й температурно-вологісних показників, та (2) фізико-хімічний, при якому плоди піддаються впливу спеціальними газами для дозарювання.

Розроблені технології із застосуванням сучасних камер (рис. 38) і обладнання уможливають регулювання етапів досягання, необхідних для одержання продукції в потрібні терміни.

Сучасні технології дозарювання реалізуються з мінімальними втратами смакових якостей продукції. Регульоване газове середовище дозволяє позитивно впливати на досягання овочів і фруктів і

мінімізувати смакові втрати продуктів. Дозарювання в герметичних камерах часто використовується для досягання, наприклад, томатів і бананів [167].

Керувальними чинниками при дозарюванні, що регулюють біохімічні процеси, є дихання (пов'язане з поглинанням плодами кисню і виділення вуглекислого газу), динаміка (або кінетика) і тривалість зазначених вище біохімічних реакцій. Чим вище інтенсивність дихання плодів, тим більше органічних речовин вони втрачають. Тому зазвичай прагнуть звести подих до необхідного мінімуму. Занадто сильне його обмеження або призупинення взагалі призводить до незворотних порушень життєвих процесів, до відмирання і швидкого розпаду тканин [166].

Інтенсивність досягання на складах залежить від відносної вологості, яка повинна сягати не більше 80%, температури повітря в приміщенні. Для уповільнення процесу досягання продукцію зберігають при більш низькій температурі, а для швидкого досягання підвищують температуру до +20 °С, але не вище +25 °С. Температура вище 25 °С вже руйнує вітаміни. За даними роботи [166] оптимальна температура зберігання багатьох видів плодів, що забезпечує їх дозарювання коливається в межах від 0 до +6 °С залежно від виду і сорту плодів.

Хоча, звичайно, розглянуті об'єкти аналізу не мають прямого стосунку до матеріалів, а є частиною живої природи, реалізація сформульованої ідеї використання метастабільних станів і цілеспрямованого перебігу властивих ним біохімічних процесів, що обумовлюють ефект самоорганізації з метою поліпшення споживчих властивостей, тут цілком застосовна. Наведений приклад уможливує проведення аналогії щодо реалізації в неживій матерії фізичних явищ і ефектів для самоорганізації їх будови і самозростання властивостей в процесі експлуатації, як це характерно для субстанцій живої природи.

В цілому розглянута класифікація, звичайно, не претендує на універсальність, а є спробою узагальнення та систематизації використовуваних в техніці перспективних ІМ, фізичних явищ і ефектів, що реалізуються в них в процесі експлуатації. Запропоновану схему класифікації можна доповнити й іншими можливими прикладами використання різних явищ і ефектів самоорганізації в інших ІМ під впливом експлуатаційного середовища в ході експлуатації з використанням сформульованих у цій статті підходів і оцінок.

В кінцевому підсумку можна вважати, що показники фізико-механічних і експлуатаційних властивостей розглянутих метастабільних (інтелектуальних) матеріалів, що самоорганізуються при експлуатації, будуть визначатися не лише вихідними хімічним складом і структурою, але, в значній мірі, й розвитком фазово-структурної самоорганізації, тобто, по суті, кінетикою та повнотою розвитку закладеного в матеріалі фізичного явища або перетворення.

5. Моделі еволюції ІМ в процесі їх життєвого циклу

Узагальнюючи результати виконаного (у попередньому розділі) аналізу, можна сформулювати сукупність загальних чинників, від яких залежить одержуваний позитивний результат при використанні різних явищ в ході експлуатації інтелектуальних речовин і матеріалів.

Це наступні фактори:

- природа і хімічний склад матеріалу;
- фазовий склад і внутрішня будова (структура);
- умови експлуатації та параметри ініціюючого фактору;
- кінетика і повнота реалізації фізичного явища (перетворення),

що обумовлює ступінь самоорганізації матеріалу.

Звідси випливає необхідність управління хімічним і фазовим складом, структурою і кінетикою розвинення закладеного в матеріалі явища (його програмування та прогнозування) при експлуатації для управління властивостями цього матеріалу що самоорганізується. Інакше кажучи, керування властивостями ІМ і поліпшення їх кількісних характеристик можливе й ефективно через управління кінетикою явищ і перетворень, що розвиваються при випробуваннях і експлуатації. Для метастабільних стопів це управління здійснюється легуванням та різними обробленнями виробів [7]. Схоже пояснення відноситься й до ІМ, які наведено в роботі [4]. У багатьох ІМ функція відгуку на вплив, як правило, є нелінійною [5]. Це справедливо й для метастабільних стопів, і наочно було показано в роботах [7, 9–12] при створенні й дослідженні легованих залізобуглецевих стопів (сталей, чавунів, нагрітого металу) з метастабільним аустенітом різного функціонального застосування.

Незалежно від фізичної природи і суті явищ, які використовуються в метастабільних (інтелектуальних) матеріалах, що самоорганізуються при експлуатації, багато з наведених у цій роботі речовин можна розглядати як ефективні перетворювачі енергії зовнішнього впливу різноманітних видів (механічної, електричної, магнетної, випромінювання тощо) в інші види енергії, як це було показано вище на прикладах стопів з метастабільним аустенітом. У чималій мірі це перетворення енергії й обумовлює значний енергетичний вигравш в одержанні аномально високих показників властивостей. У загальному вигляді всі відомі метастабільні матеріали, що самоорганізуються, і явища, які реалізуються в них при експлуатації, можна розглядати як ефективні об'єкти з підвищеними можливостями й способами руху матерії та перетворення енергії в потрібному напрямку.

На основі проведеного аналізу і зіставлення особливостей формування властивостей фазово-структурно стабільних (неінтелектуальних) матеріалів та ІМ з'являється можливість оцінювання традиційних і нових, що розглядаються в даній роботі, підходів до розуміння основних завдань сучасного і перспективного матеріалознавства.

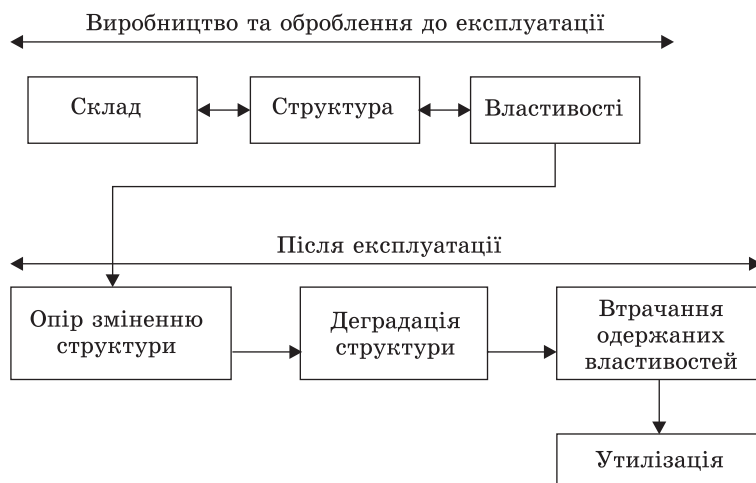


Рис. 39. Модель еволюції стабільних матеріалів протягом їхнього життєвого циклу [173]

Fig. 39. The evolution model of stable materials throughout their life cycle [173]

Загальною задачею матеріалознавства в світлі існуючих традиційних уявлень є встановлення взаємозв'язків між складом, структурою та властивостями матеріалів [1], що й визначає їх експлуатаційний ресурс.

У цьому випадку кінцевий результат — експлуатаційні властивості — визначається одержаними при виготовленні та обробленні (в тому числі механічних [168, 169]) виробів складом і структурою матеріалів. Традиційно основний наголос робиться на підвищенні опору матеріалу негативній зміні структури та її деградації під впливом умов експлуатації. Зміцнення, як правило, здійснюється лише на стадії зміцнювального (механічного) оброблення. При цьому еволюція структури матеріалу на стадії експлуатації, зазвичай, не вивчається і в багатьох випадках не враховується і, навіть, ігнорується, або розглядається з точки зору втрати заданих параметрів (наприклад, (мікро)дефектів за дифракційними показниками [170–172]), що й призводить до пониження заданих властивостей і експлуатаційного ресурсу.

На підставі цього положення запропоновано якісну модель фазово-структурної еволюції протягом життєвого циклу традиційних стабільних матеріалів, не здатних до фазово-структурної самоорганізації в процесі експлуатації (рис. 39) [173].

Для більшості традиційних фазово-структуростабільних (неінтелектуальних) стопів експлуатаційний ресурс визначається часом опору структури матеріалу негативним змінам або її розпаданню (де-

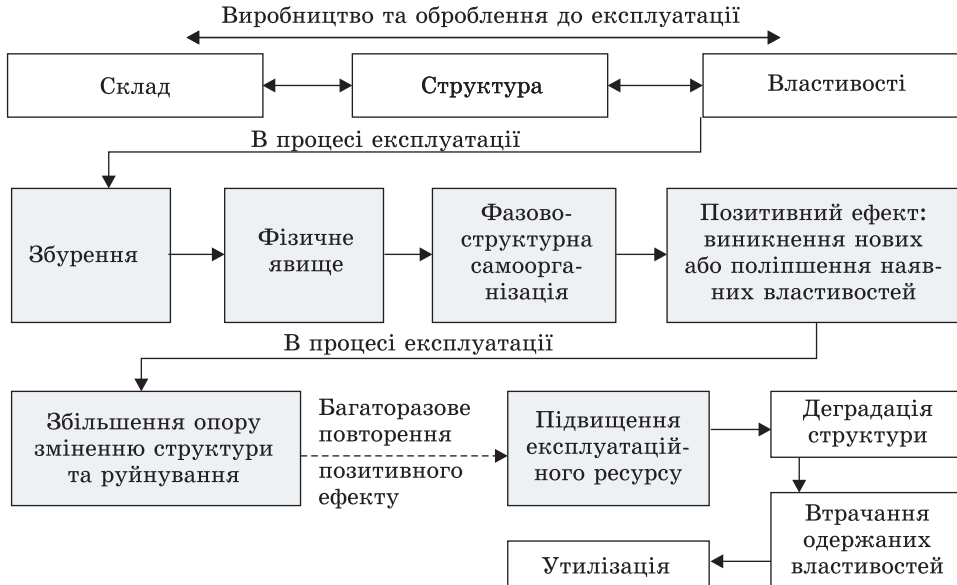


Рис. 40. Модель еволюції інтелектуальних (метастабільних) матеріалів протягом їхнього життєвого циклу [173]

Fig. 40. The evolution model of smart (metastable) materials throughout their life cycle [173]

градацією), якщо зміни, що відбуваються, мають незворотний характер (див. рис. 39).

Для метастабільних ІМ, що самоорганізуються в процесі експлуатації, модель фазово-структурної еволюції вигідно доповнюється такими структурними елементами: реалізацією закладеного в матеріалі фізичного явища або перетворення, що спричинює керовану (запрограмовану спочатку) фазово-структурну самоорганізацію, виникненням позитивного ефекту в поліпшенні властивостей, збільшенням опору зміні й деградації структури (на рис. 40 відзначено сірим фоном) [173].

Як було показано вище на численних прикладах, в ІМ досягається позитивний ефект безпосередньо в ході експлуатації — виникнення нових або значно поліпшених колишніх властивостей, що значно збільшує опір структури руйнуванню, запобігає або значно зрушує в часі наступ деградації і, як кінцевий результат, підвищує експлуатаційний ресурс виробів.

У ряді випадків цей етап еволюції метастабільного матеріалу може багаторазово повторюватися або відновлюватися. При незворотності явища, що реалізується, або перетворення в умовах експлуатації, наприклад, в умовах зношування, коли фазово-структурно самоорганізується тільки тонкий поверхневий шар матеріалу, він по-

ступово (але зі значно меншою швидкістю) зношується. Потім в процесі самозміцнення залучаються розташовані нижче нові шари матеріалу. В результаті експлуатаційний ресурс таких матеріалів значно зростає, складаючись з розглянутих багаторазово повторюваних актів фазово-структурної самоорганізації поверхневих шарів. При оборотності реалізованих явищ, пов'язаних з багаторазовим відновленням таких ефектів, — п'єзоелектричного, магнетострикції, запису й перезапису на магнетну стрічку й інші носії інформації, перебудові рідкокристалічного стану тощо, — позитивний результат, що досягається, багаторазово повторюється практично без ознак деградації тривалий час. Їх експлуатаційний ресурс може бути необмеженим при заданих умовах експлуатації, а деградація структури уможливиться лише за певних порушеннях цих умов.

Можливий також більш складний механізм використання ІМ, які спочатку, на стадії виготовлення і зміцнювальних оброблянь (до експлуатації) є деформаційно стабільними, поки що не проявляють можливості реалізації фазово-структурних перетворень. Проте, під впливом експлуатаційних умов (наприклад, температури чи будь-якого випромінення) їх структура стає метастабільною, здатної до наступних перетворень: вони стають інтелектуальними — здатними до перетворень в процесі їх експлуатації. Тоді й реалізуються закладені при їх проектуванні фазово-структурні перетворення, що призводять до позитивного результату — поліпшення існуючих властивостей або появи абсолютно нових. Як приклад можна привести створення зносостійких чавунів зі структурою стабільного аустеніту (поряд з присутністю зміцнювальних твердих фаз — карбідів, карбонітридів, боридів, карбоборидів, силіконітридів тощо). Втім, під впливом підвищеної температури експлуатації (500–700 °С), наприклад, футерувальних плит розвантажувальної частини агломашин аглофабрик чи інших деталей металургійного устаткування, відбувається дестабілізація аустеніту внаслідок виділення часток карбідів, карбонітридів (та інших твердих фаз, залежно від використаної системи легування стопів), що вже стає серйозним зміцнювальним фактором. Це супроводжується зменшенням вмісту елементів, що входять до складу цих частинок (наприклад, С, Cr, Mn, V тощо) в аустеніті, підвищенням його мартенситних точок M_n і M_k , та виникненням здатності до $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПВ і ДДС, що й реалізуються. Тобто цей випадок можна вважати чинником «придбаної» метастабільності в ході експлуатації. Тоді модель еволюції таких інтелектуальних стопів повинно бути доповнено складовою «виникненням метастабільності» на стадії експлуатації (рис. 41). Далі процес еволюції розвивається в порядку, розглянутому вище згідно з рис. 40.

Звичайно, появлення нових або поліпшення існуючих властивостей і тим більше комплексу альтернативних характеристик уможли-

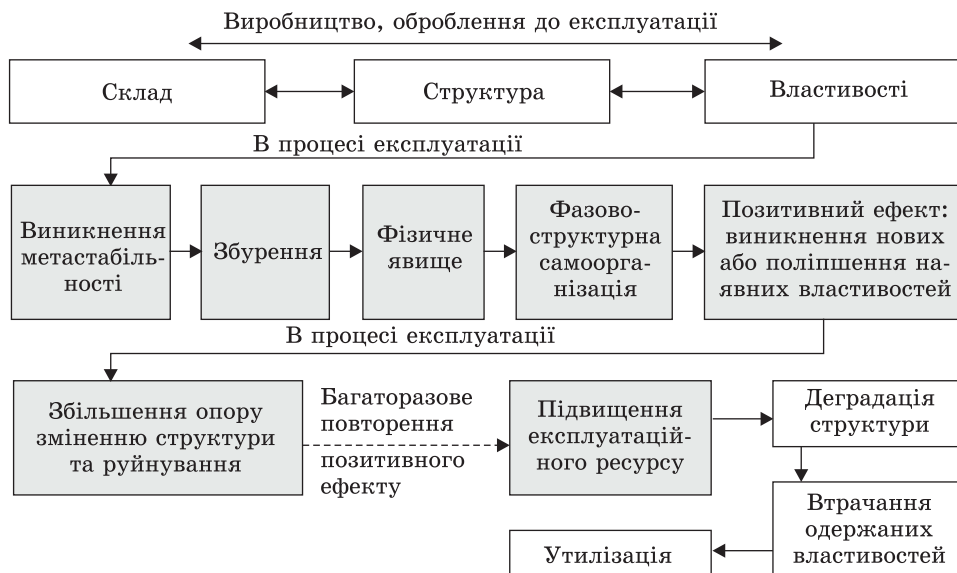


Рис. 41. Модель еволюції інтелектуальних матеріалів з виникненням метастабільності протягом їхнього життєвого циклу

Fig. 41. The evolution model of smart materials with the occurrence of metastability throughout their life cycle

вилось не за будь-якої, а тільки при оптимальній (для певних умов експлуатації) кінетиці розвинення, що обумовлює явище або перетворення. Причому оптимальність цієї кінетики повинна бути підпорядковано кінетиці впливу експлуатаційного середовища як збуджувального чинника. Зазвичай її підбирають експериментально або за допомогою моделювання процесу, що розвивається в умовах експлуатації, чи за можливості розрахунковим шляхом. В якості основних регульовальних інструментів для оптимізації кінетики експлуатаційних перетворень необхідно використовувати хімічний склад матеріалу, способи і режими зміцнювальних або інших видів оброблянь, параметри яких вибирають виходячи з умов експлуатації та проектованої структури [7, 11, 12].

В цьому випадку, при оптимальних ступеню метастабільності структури та, відповідно, кінетиці розвинення заданого явища або перетворення досягається кількісно найбільший позитивний ефект поліпшення (або появи нових) властивостей.

Це є прямим результатом найкращої самоорганізації структури ІМ, що забезпечує максимальну його адаптацію до умов експлуатації. Важливе значення має в цьому випадку проявлення синергізму [174], коли поліпшення властивостей обумовлюється значним взаємним посиленням дії окремих спроектованих механізмів позитивних змін структури ІМ. До прикладу таких механізмів зміцнення криста-

лічних матеріалів можна віднести твердорозчинний, зерномежовий, субмежовий, субструктурний, дислокаційний, дисперсійний у поєднанні з механізмом ДМПВ.

6. Принципи проєктування ІМ

На основі проведеного аналізу та узагальнення основних ознак, особливостей і властивостей можна сформулювати базові принципи проєктування метастабільних (інтелектуальних) матеріалів, що реалізують різноманітні фізико-хімічні явища та перетворення, здатних до самоорганізації в процесі експлуатації:

- метастабільний стан матеріалу (виробу) і його здатність до реалізації закладеного його природою явища (або перетворення), що зумовлюють самоорганізацію і самоадаптацію в процесі експлуатації;
- якісна та кількісна програмованість кінетики розвинення явища (або перетворення) при експлуатації за різних складів і обробленнями задля управління одержуваними властивостями матеріалу і досягнення унікальних поєднань (комплексу) їх характеристик;
- управління (прогнозованість) еволюцією фазово-структурного стану в процесі життєвого циклу і, особливо, в умовах експлуатації, що забезпечує самоорганізацію та вдосконалення мікроструктури матеріалу в ході експлуатації;
- формування властивостей і експлуатаційного ресурсу ІМ за рахунок реалізації фізичного явища (перетворення), управління еволюцією і самоорганізацією фазово-структурного стану матеріалу в процесі експлуатації;
- одержання позитивного ефекту, який проявляється у виникненні нових або суттєвому поліпшенні обумовлених фізико-механічних і експлуатаційних властивостей в результаті реалізації фізичного явища (перетворення) при експлуатації;
- поліпшення адаптаційних здібностей ІМ до умов експлуатації за рахунок реалізації заданого фізичного явища, що обумовлює ефект самоорганізації та самовдосконалення структури;
- можливість оптимізації кінетики розвинення фізичного явища (перетворення) шляхом її узгодженості (гармонізації) з кінетикою дії ініціювального фактору експлуатаційного середовища для ліпшої адаптації матеріалу в цих умовах і досягнення максимального рівня властивостей;
- синергізм комплексної дії спроектованих в матеріалі атомно-структурних механізмів поліпшення окремих властивостей або їх комплексу, завдяки оптимальній самоорганізації фазово-структурного стану.

Таким чином, в статті проаналізовано лише найбільш загальні ознаки й умови реалізації фізичних явищ і принципи їх використання для одержання нових або поліпшення існуючих властивостей.

Розраховуємо на те, що виявлені закономірності допоможуть у створенні ІМ нового покоління різного функціонального призначення з поліпшеними й унікальними властивостями.

7. Висновки

Виявлено і сформульовано основні ознаки й умови реалізації різних фізичних явищ і перетворень, що розвиваються в умовах експлуатації різноманітних за фізичною природою, складом й експлуатаційним призначенням інтелектуальних матеріалів, що забезпечують одержання нових або поліпшення існуючих фізико-механічних і експлуатаційних властивостей.

Запропоновано класифікацію фізичних, хімічних, механічних та інших явищ і фазово-структурних перетворень в метастабільних (інтелектуальних) матеріалах, що розвиваються в умовах експлуатації, позитивних ефектів, що одержуються в результаті цього.

На основі проведеного аналізу виконано узагальнення груп ІМ, що реалізують різноманітні фізико-хімічні явища й фазово-структурні перетворення в процесі експлуатації, за запропонованими основними ознаками й умовами, показано поліпшення характерних або поява абсолютно нових властивостей, що вигідно відрізняє їх від традиційних стабільних матеріалів.

Запропоновано якісні моделі фазово-структурної еволюції фазово-стабільних і метастабільних (інтелектуальних) матеріалів нового покоління протягом їх життєвого циклу, що ілюструють переваги ІМ за рахунок реалізації зумовлювального фізичного явища, для поліпшення властивостей і збільшення експлуатаційного ресурсу виробів.

Показано найважливіші переваги метастабільних (інтелектуальних) матеріалів, які самоорганізуються, при експлуатації перед фазово-структурно стабільними для одержання унікальних властивостей і їх комплексів.

Сформульовано загальні принципи цілеспрямованого використання різних за своєю природою явищ і перетворень в умовах експлуатації різноманітних інтелектуальних матеріалів і виробів задля формування й поліпшення властивостей, яких може бути рекомендовано для розроблення нових видів продукції, що самоорганізуються при експлуатації.

З урахуванням виконаних узагальнень існуюче поняття «матеріалознавства» може бути доповнено наступним чином. Матеріалознавство — наука, що вивчає взаємозв'язки між складом, структурою, їхніми змінами в умовах оброблення й експлуатації, а також властивостями одержуваних матеріалів.

REFERENCES

1. A.N. Kondratenko and T.A. Golubkova, *Konstruktsii iz Kompozitsionnykh Materialov*, No. 1: 24 (2009) (in Russian).
2. R. Bahsvar, N. Ovajdja, P. Ganguli, A. Hamfris, A. Robisson, H. Tu, N. Uiks, G.H. Mak-Kinli, and F. Poshe, *Neftegazovoe Obozrenie*, 20, No. 1: 38 (Spring 2008) (in Russian).
3. *Encyclopedia of Smart Materials* (Ed. M. Schwartz) (New York: John Wiley & Sons: 2002).
4. K. Worden, W.A. Bullough, and J. Haywood, *Smart Technologies* (Singapore: World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd.: 2003).
5. URL: https://en.wikipedia.org/wiki/Smart_material.
6. S.V. Shishkin and N.A. Makhutov, *Raschyot i Proektirovanie Silovykh Konstruktsiy na Splavakh s Ehfektom Pamyati Formy* [Calculation and Projection of Force Constructions on the Shape Memory Alloys] (Izhevsk: Izd. 'Regulyarnaya i Khaoticheskaya Dinamika': 2007) (in Russian).
7. A.P. Cheiliakh, *Ehkonomnolegirovannyye Metastabil'nyye Splavy i Uprochnyayushchie Tekhnologii* (Mariupol: PSTU: 2009) (in Russian).
8. G. Nicolis and I. Prigogine, *Self-Organization in Nonequilibrium Systems. From Dissipative Structures to Order through Fluctuations* (New York: J. Wiley & Sons: 1977).
9. V.M. Schastlivcev and M.A. Filippov, *Met. Sci. Heat Treat.*, 47: 3 (2005). <https://doi.org/10.1007/s11041-005-0020-8>
10. L.G. Korshunov, S.M. Usherenko, O.M. Dybov, and N.L. Chernenko, *Phys. Met. Metallogr.*, 91: 610 (2001).
11. M.A. Filippov, V.S. Litvinov, and Yu.R. Nemirovskiy, *Stali s Metastabil'nyim Austenitom* [Steels with Metastable Austenite] (Moscow: Metallurgiya: 1988) (in Russian).
12. L.S. Malinov and V.L. Malinov, *Ehkonomnolegirovannyye Splavy i Uprochnyayushchie Tekhnologii s Martensitnymi Prevrashcheniyami* [Low-Alloyed Alloys and Hardening Technologies with Martensite Transformations] (Kharkov: NSC KIPT: 2007) (in Russian).
13. I.N. Bogachev and R.I. Mints, *Povyshenie Kavitatsionnoy Stoikosti Detaley Mashin* [Improving the Cavitation Resistance of Machine Parts] (Moscow: Mashinostroenie: 1964) (in Russian).
14. Yu.G. Virakhovskiy, I.Ya. Georgieva, Ya.B. Gurevich, V.N. Zambrzhitskiy, O.P. Maksimoca, M.S. Nogaev, L.M. Utevskiy, and R.I. Ehtin, *Fiz. Met. Metalloved.*, 32, No. 2: 348 (1971) (in Russian).
15. L.G. Zhuravlev, V.V. Golikova, and M.M. Shteinberg, *Fiz. Met. Metalloved.*, 27, No. 3: 478 (1969) (in Russian).
16. V.F. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr, and R. Bush, *Trans. Am. Soc. Metals*, 60, No. 1: 252 (1969).
17. I.N. Bogachev and L.I. Lepekhina, *Izvestiya AN SSSR. Metally*, No. 3: 157 (1974) (in Russian).
18. V.S. Popov, N.N. Brykov, and N.S. Dmitrichenko, *Iznosostoikost' Press-Form Ogneupornogo Proizvodstva* [Wear-Resistance of Refractory Production] (Moscow: Metallurgiya: 1971) (in Russian).
19. A.L. Geller, *Tekhnologiya i Organizatsiya Proizvodstva*, No. 3: 46 (1973) (in Russian).
20. Ya.A. Cheiliakh, A.P. Cheiliakh, and V.V. Chigarev, *Samouprochnyayushchiesya Iznosostoikie Splavy* [Self-Hardening Wear-Resistant Alloys] (Mariupol: OOO 'PPRS': 2016) (in Russian).
21. A.P. Cheiliakh, *Novi Materialy i Tekhnologii v Metalurgii ta Mashynobuduvanni*, No. 2: 31 (2002) (in Ukrainian).

22. B.A. Voynov, *Iznosostoikie Splavy i Pokrytiya* [Wear-Resistant Steels and Coatings] (Moscow: Mashinostroenie: 1980) (in Russian).
23. Yu.G. Bobro, *Trudy Nauchno-Prakticheskogo Simpoziuma OTTOM* (Kharkov: NSC KIPT: 2000), p. 115 (in Russian).
24. A.P. Cheiliakh, Y.A. Cheilyakh, and Yu.S. Samotugina, *Strengthening Technologies of Materials Treatment* (Leuven, Belgium–Mariupol, Ukraine: Ltd. ‘PPNS’: 2016).
25. Yu.K. Mashkov, *Tribofizika Metallov i Polimerov* [Tribophysics of Metals and Polymers] (Omsk: Izd-vo OmGTU: 2013) (in Russian).
26. V.S. Zolotarevskiy, *Mekhanicheskie Svoistva Metallov* [Mechanical Properties of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1998) (in Russian).
27. A.P. Cheiliakh, *Fiz. Met. Metalloved.*, No. 10: 120 (1992) (in Russian).
28. V.A. Lobodyuk, *Usp. Fiz. Met.*, **17**, No. 2: 89 (2016).
<https://doi.org/10.15407/ufm.17.02.089>
29. L.A. Chernega, *Sustainable Innovative Development: Design and Management*, **11**, No. 4: 29 (2015) (in Russian).
30. A.I. Razov, *Mekhanika Materialov s Fazovymi Prevrashcheniyami* [Mechanics of Materials with Phase Transformations] (Thesis Diss. Cand. Phys.-Math. Sci.) (Leningrad: Leningrad State Univ.: 1980) (in Russian).
31. K. Otsuka, H. Sakamoto, and K. Shimizu, *Shape Memory Effects in Alloys* (Ed. J. Perkins) (Boston, MA: Springer: 1975).
https://doi.org/10.1007/978-1-4684-2211-5_12
32. V.A. Lokhov, Y.I. Nyashin, and A.G. Kuchumov, *Russian J. Biomechanics*, **11**, No. 3: 9 (2007) (in Russian).
33. O.I. Mendeleeva and N.I. Ivanickiy, *Litiyo i Metallurgiya*, No. 4: 179 (2009) (in Russian).
34. D.T. Pierce, J.A. Jiménez, J. Bentley, D. Raabe, C. Oskay, and J.E. Wittig, *Acta Mat.*, **68**: 238 (2014).
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.01.001>
35. T. Hickel, B. Grabowski, F. Körmann, and J. Neugebauer, *J. Phys.: Cond. Mat.*, **24**: 053202 (2012).
<https://doi.org/10.1088/0953-8984/24/5/053202>
36. A.S. Tikhonov, *Ehffekt Sverkhplastichnosti Metallov i Splavov* [Effect of Superplasticity of Metals and Alloys] (Moscow: Nauka: 1978) (in Russian).
37. E.N. Chumachenko, O.M. Smirnov, and M.A. Tsepin, *Sverkhplastichnost’: Materialy, Teoriya, Tekhnologii. Seriya ‘Sinergetika: ot Proshlogo k Budushchemu’* [Superplasticity: Materials, Theory, Technologies. Series Synergetics: from Past to Future] (Moscow: Komkniga: 2005) (in Russian).
38. A.P. Zhiliaev and A.I. Pshenichnyuk, *Sverkhplastichnost’ i Granitsy Zeren v Ul’tramelkozernnistykh Materialakh* [Superplasticity and Grain Boundaries in the Ultra-Fine-Grained Materials] (Moscow: Fizmatlit: 2008) (in Russian).
39. M.F. Ashby and R.A. Verral, *Acta Metall.*, **21**, No. 2: 149 (1973).
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(73\)90057-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(73)90057-6)
40. A.P. Cheiliakh, M.A. Hussein, and G.V. Sheichenko, *Proc. Int. Sci.-Tech. Conf. ‘Modern Aspects of Physical Metallurgy and Heat Treatment of Metals’* (Mariupol: PSTU: 2010) (in Ukrainian).
41. W.M. Huang, Z. Ding, C.C. Wang, J. Wei, Y. Zhao, and H. Purnawali, *Materials Today*, **13**, Nos. 7–8: 54 (2010).
[https://doi.org/10.1016/S1369-7021\(10\)70128-0](https://doi.org/10.1016/S1369-7021(10)70128-0)
42. F. Casciati, L. Faravelli, and L. Petrini, *Proc. 4th Euro. Conf. on Smart Structures and Materials and 2nd Int. Conf. on Micromechanics, Intelligent Materials and Robotics (July 6–8, 1998)* (Harrogate, UK: 1998), p. 321.

43. V.G. Artyukh, G.V. Korchagin, and V.I. Logozinskiy, *Zakhyst Metalurgiynykh Mashyn vid Polomok: Zb. Nauk. Prats'*, No. 10: 159 (2008) (in Ukrainian).
44. URL: http://www.chemport.ru/data/chemipedia/article_6275.html.
45. S.G. Plachkova, I.V. Plachkov, N.I. Dunaevskaya, V.S. Podgurenko, B.A. Shilyayev, Yu.A. Landau, I.Ya. Sigal, and G.D. Danilko, *Razvitie Atomnoy Ehnergetiki i Obyedinyonnykh Ehnergosistem. Kniga 4. Seriya 'Ehnergetika. Istoriya. Nastoyashchee i Budushchee'* (Kiev: Coal Energy Technology Institute and National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute': 2010) (in Russian).
46. V.Yu. Topolov and A.E. Panich, *Fizika Segneto- i P'ezoelektrikov: Uchebnoe Posobie* [Physics of Ferro- and Piezoelectrics: A Tutorial] (Rostov: South Federal University 2009) (in Russian).
47. G.M. Suchkov, S.V. Khashchina, and O.N. Petrishchev, *Tekhnicheskaya Diagnostika i Nerazrushayushchiy Kontrol*, No. 1: 23 (2012) (in Russian).
48. A. Kholkin, B. Jadidian, and A. Safari, *Encyclopedia of Smart Materials* (Ed. M. Schwartz) (New York: John Wiley & Sons: 2002).
49. S. Egusa and N. Iwasawa, *Smart Materials and Structures*, 7, No. 4: 438 (1998). <https://doi.org/10.1088/0964-1726/7/4/002>
50. I.Ya. Orlov, V.A. Odnosevtsev, D.N. Ivlev, and S.Yu. Lupov, *Osnovy Radioehlektroniki: Uchebnoye Posobie* [Fundamentals of Radioelectronics: A Tutorial] (Nizhny Novgorod: N.I. Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod: 2011) (in Russian).
51. A.N. Antonov, A.M. Arkharov, and I.A. Arkharov, *Mashiny Nizkotemperaturnoy Tekhniki. Kriogennyye Mashiny i Instrumenty: Uchebnik* [Machines of Low-Temperature Techniques. Cryogenic Machines and Tools] (Eds. A.M. Arkharov and I.K. Butkevich) (Moscow: Moscow State Tech. Univ.: 2011) (in Russian).
52. V.V. Shmidt, *Vvedenie v Fiziku Sverkhprovodnikov* [Introduction to the Physics of Superconductors] (Moscow: MCNMO: 2000) (in Russian).
53. U. Bolton, *Konstruktсионnyye Materialy: Metally, Splavy, Polimery, Keramika, Kompozity: Karmannyy Spravochnik* [Constructional Materials: Metals, Alloys, Polymers, Ceramics, Composites: A Vade Mecum] (Moscow: Dodeka-KhKhI: 2004) (in Russian).
54. V.E. Sytnikov, V.S. Vysotskiy, and S.S. Ivanov, *Energiya: Ekonomika, Tekhnika, Ekologiya*, 2: 13 (2007) (in Russian).
55. A.I. Lebedev, *Fizika Poluprovodnikovyykh Priborov* [Physics of Semiconductor Devices] (Moscow: Fizmatlit: 2008) (in Russian).
56. E.Yu. Perlin, T.A. Vartanyan, and A.V. Fedorov, *Fizika Tverdogo Tela. Optika Poluprovodnikov, Dielektrikov, Metallov: Uchebnoye Posobie* [Solid State Physics. Optics of Semiconductors, Dielectrics, Metals: A Tutorial] (St. Petersburg: Univ. ITMO: 2008) (in Russian).
57. K.V. Shalimova, *Fizika Poluprovodnikov: Uchebnik* [Physics of Semiconductors: A Textbook] (St. Petersburg: Lan': 2010) (in Russian).
58. A. Khokhlov and P. Pavlov, *Fizika Tverdogo Tela: Uchebnik* [Solid State Physics: A Textbook] (Moscow: Lenand: 2015) (in Russian).
59. A.N. Magunov, *Lazernaya Termometriya Tverdyykh Tel* [Laser Thermometry of Solids] (Moscow: Fizmat-lit: 2002) (in Russian).
60. G.I. Epifanov, *Fizika Tverdogo Tela: Uchebnoye Posobie* [Solid State Physics: A Tutorial] (St. Petersburg: Lan': 2011) (in Russian).
61. V.A. Mekheda, *Tenzometricheskyy Metod Izmereniya Deformatsiy: Uchebnoye Posobie* [Tensometric Method of the Strain Gaging: A Tutorial] (Samara: Samara State Aerospace University Publ.: 2011) (in Russian).

62. E. Meylikhov, *Magnetizm. Osnovy Teorii: Uchebnoye Posobie* [Magnetism. Theory Fundamentals: A Tutorial] (Dolgoprudny: Intellect: 2014) (in Russian).
63. L.V. Osipov, *Ul'trazvukovyye Diagnosticheskie Pribory. Rezhimy, Metody i Tekhnologii* [Ultrasonic Diagnostic Devices. Modes, Methods and Technologies] (Moscow: Izomed: 2011) (in Russian).
64. URL: <https://www.booksite.ru/fulltext/1/001/009/001/232935116.jpg>.
65. M.V. Gitlits, *Magnitnaya Zapis' Signalov* [Magnetic Record of Signals] (Moscow: Radio i Sviaz': 1990) (in Russian).
66. S.A. Orlov and B.Ya. Tsil'ker, *Organizatsiya EVM i Sistem: Uchebnik dlya VUZov* [Organization of Computers and Systems: A Textbook for Universities] (St. Petersburg: Piter: 2014) (in Russian).
67. *Zapominayushchie Ustroystva Bol'shoy Yomkosti* [High-Capacity Memory Devices] (Ed. B.M. Kagan) (Moscow: Energiya: 2012) (in Russian).
68. URL: http://ampersandfacts.blogspot.com/2016/12/blog-post_694.html.
69. URL: http://www.pppa.ru/additional/02phy/05/phy_emission_42.php.
70. URL: https://www.krugosvet.ru/enc/nauka_i_tehnika/fizika/termoelektrichestvo.html.
71. GOST 3044-84, *Preobrazovateli Termoelektricheskie. Nominal'nyye Stati-cheskie Kharakteristiki Preobrazovaniya*.
72. A.S. Borovik-Romanov, *Leksii po Nizkotemperaturnomu Magnetizmu. Magnitnaya Simmetriya Antiferromagnetikov* [Lectures on Low-Temperature Magnetism. Magnetic Symmetry of Antiferromagnetics] (Moscow: Tsifrovichok: 2010) (in Russian).
73. URL: <http://www.nanonewsnet.ru/articles/2008/nanochastitsy-na-podeme-universalnye-uglerodnye-materialy-dlya-meditsiny-inzhenerii>.
74. D.I. Khomskii, *Physics*, **2**: 20 (2009) (in Russian).
75. A.R. Akbashev and A.R. Kaul, *Russ. Chem. Rev.*, **80**, No. 12: 1159 (2011) (in Russian).
<https://doi.org/10.1070/RC2011v080n12ABEH004239>
76. S.A. Nikitin, *Soros Educational Journal*, **8**, No. 2: 92 (2004) (in Russian).
77. O. Baklitskaya, *Nauka i Zhizn'*, No. 11 (2007) (in Russian).
<https://www.nkj.ru/archive/articles/12042>
78. A.G.M. Henrie and J.D. Carlson, *Encyclopedia of Smart Materials* (Ed. M. Schwartz) (New York: John Wiley & Sons: 2002).
79. J.D. Carlson and J.L. Sproston, *Proc. 7th Int. Conf. on New Actuators (19–21 June, 2000)* (Bremen: Messe Bremen GmbH: 2000).
80. L. Ma, F. Zheng, and X. Zhao, *J. Intell. Mater. Syst. Struct.*, **26**, No. 14: 1936 (2015).
<https://doi.org/10.1177/1045389X15586450>
81. E.V. Korobko, Z.A. Novikova, E.S. Sermyazhko, A.N. Murashkevich, and L.S. Eshenko, *J. Intell. Mater. Syst. Struct.*, **26**, No. 14: 1782 (2015).
<https://doi.org/10.1177/1045389X15577648>
82. E.M. Koktsinskaya, *Videonauka: Setevoy Zhurnal*, No. 1: 1 (2016) (in Russian).
<https://videonauka.ru/stati/13-tekhnicheskie-nauki/42-umnye-materialy-i-ikh-primeneniye-obzor>
83. V.M. Anishchik, V.M. Kaptsevich, and N.K. Tolochko, *Intellektual'nyye Materialy: Posobie* [Smart Materials: A Tutorial] (Minsk: BGATU: 2014) (in Russian).
84. A.A. Tager, *Fizikokhimiya Polimerov* (Ed. A.A. Askadsky) (Moscow: Nauchnyy Mir: 2007) (in Russian).
85. M.L. Zheludkevich, J. Tedim, and M.G.S. Ferreira, *Electrochim. Acta*, **82**: 314 (2012).
<https://doi.org/10.1016/j.electacta.2012.04.095>

86. M.R. Kessler, *Proc. IMechE. Vol. 221 (Apr. 1) Part G: J. Aerospace Engineering (G4)*, (2007), p. 479.
87. J.A. Carlson, J.M. English, and D.I. Coe, *Smart Mater. Struct.*, **15**, No. 5: N129 (2006).
<https://doi.org/10.1088/0964-1726/15/5/N05>
88. J.D. Rule, S.R. Wilson, and J.S. Moore, *J. Am. Chem. Soc.*, **125**, No. 43: 12992 (2003).
<https://doi.org/10.1021/ja0359198>
89. O.E. Filippova, *Polymer Science. Series C*, **42**, No. 12: 2328 (2000) (in Russian).
90. O.E. Filippova, *Priroda*, No. 8: 11 (2005) (in Russian).
91. Yu. Galaev, *Russ. Chem. Rev.*, **64**, No. 5: 471 (1995)
<https://doi.org/10.1070/RC1995v064n05ABEH000161>
92. *Handbook of Pharmaceutical Controlled Release Technology* (Ed. D.L. Wise) (New York City: Marcel Dekker: 2002).
93. Yu.A. Mikhailin, *Polimernyye Materialy*, No. 8 (63): 6 (2004); *ibid.*, No. 9 (64): 34 (2004); *ibid.*, No. 10 (65): 24 (2004); *ibid.*, No. 12: 20 (67) (2004) (in Russian).
94. L.L. Hench, *J. Am. Ceramic Soc.*, **74**, No. 7: 1487 (1991).
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1991.tb07132.x>
95. W. Vogel und W. Holland, *Angewandte Chemie*, **26**, H. 6: 527 (1987).
<https://doi.org/10.1002/anie.198705271>
96. J. Wilson, *Glass ... Current Issues. NATO ASI Series (Series E: Applied Sciences)* (Eds. A.F. Wright and J. Dupuy) (Dordrecht: Springer: 1985), Vol. **92**.
https://doi.org/10.1007/978-94-009-5107-5_56
97. L.G. Machado and M.A. Savi, *Braz. J. Med. Biol. Res.*, **36**, No. 6: 683
<https://doi.org/10.1590/S0100-879X2003000600001>
98. L.L. Hench and J. Wilson, *Science*, **226** (1984).
<https://doi.org/10.1126/science.6093253>
99. C.P.A.T. Klein, J.M.A. de Blicck-Hogervorst, J.G.C. Wolke, and K. de Groot, *Adv. Biomaterials*, **9**: 277 (1990).
100. C.P.A.T. Klein, P. Patka, H.B.M. van der Lubbe, J.G.C. Wolke, and K.J. de Groot, *J. Biomed. Mat. Res.*, **25**, No. 1: 53 (1991).
<https://doi.org/10.1002/jbm.820250105>
101. Y. Ikada, *Biomaterials*, **15**, No. 10: 725 (1994).
[https://doi.org/10.1016/0142-9612\(94\)90025-6](https://doi.org/10.1016/0142-9612(94)90025-6)
102. R.M. Shelton and J.E. Davies, *The Bone-Biomaterial Interface* (Ed. J.E. Davies) (Toronto: Toronto University Press: 1991).
103. E. Cooper, R. Wiggs, D.A. Hutt, L. Parker, G.J. Leggett, and T.L. Parker, *J. Mat. Chem.*, **7**: 435 (1997).
<https://doi.org/10.1039/a607204f>
104. D.B. Haddow, R.M. France, R.D. Short, S. MacNeil, R.A. Dawson, G.J. Leggett, and E. Cooper, *J. Biomed. Mat. Res.*, **47**, No. 3: 379 (1999).
105. M. Matsuzawa, R.S. Potember, and V. Krauthamer, *Brain Res.*, **667**, No. 1: 47 (1994).
[https://doi.org/10.1016/0006-8993\(94\)91712-4](https://doi.org/10.1016/0006-8993(94)91712-4)
106. M. Sittinger, J. Bujia, N. Rotter, D. Reitzel, W.W. Minuth, and G.R. Burmester, *Biomaterials*, **17**, No. 3: 237 (1996).
[https://doi.org/10.1016/0142-9612\(96\)85561-X](https://doi.org/10.1016/0142-9612(96)85561-X)
107. V.D. Voronkov, *Presentation on the Round Worktable 'Tribology in Russia: Current Problems and Prospects of Development' (15.01.2009, Moscow)*.
<https://popnano.ru/events/index.php?task=event&id=212>.

108. V.N. Ivashchenko, *Ispol'zovanie Nanoalmazov v Smazochnykh Materialakh (05.08.2014)*.
<http://nanodiamond.com.ua/publ002>
109. K. Sundaresan, A. Sivakumar, C. Vigneswaran, and T. Ramachandran, *J. Industrial Textiles*, **41**, No. 3: 259 (2012).
<https://doi.org/10.1177/1528083711414962>
110. H.J. Lee, J. Kim, and C.H. Park, *Textile Research Journal*, **84**, No. 3: 267 (2014).
<https://doi.org/10.1177/0040517513494258>
111. M. Ashraf, Ph. Champagne, Ch. Campagne, A. Perwuelz, F. Dumont, and A. Leriche, *J. Industrial Textiles*, **45**, No. 6: 1440 (2014).
<https://doi.org/10.1177/1528083714562086>
112. G.B Goffredo, E. Quagliarini, F. Bondioli, and F. Bondioli, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part N: J. Nanoeng. Nanosys.*, **228**, No. 1: 2 (2014).
<https://doi.org/10.1177/1740349913506421>
113. A.P. Chernysh, *Dostizheniya Nauki i Tekhniki APK*, No. 10: 67 (2010) (in Russian).
114. S.S. Samotugin and L.K. Leshchinskiy, *Plazmennoye Uprochnenie Instrumental'nykh Materialov* [Plasma Hardening of Tool Materials] (Donetsk: Novy Mir: 2002) (in Russian).
115. S.A. Uchitel' and V.A. Stets', *Obzornaya Informatsiya* [Review Information] (Moscow: Institute 'Chermetinformatsiya'. Series 'Obogashchenie Rud': 1991), No. 1 (in Russian).
116. A.P. Cheylyakh, S.V. Prekrasnyy, P.N. Kiril'chenko, V.I. Sirota, O.V. Karaulanov, and S.E. Savinkin, *Proc. Int. Conf. 'Universitets'ka Nauka-2010'* (Mariupol: PSTU: 2010), vol. 1 (in Russian).
117. V.I. Dyrda, T.A. Oleynik, and I.V. Khmel', *Zbagachennyya Korysnykh Kopalyn*, No. 45 (86): 52 (2011) (in Russian).
118. V.I. Dyrda, V.A. Kalashnikov, S.L. Evenko, A.E. Markelov, I.V. Khmel', and A. Stoyko, *Geotekhnicheskaya Mekhanika*, No. 106: 15 (2012) (in Russian).
119. A.A. Tarasenko and V.V. Chobitok, *Dinamicheskaya Zashchita. Izrail'skiy Shchit Kovalsya v ... SSSR* (Brone-sait: December 2016) (in Russian).
<http://armor.kiev.ua/Tank/dz/1968>
120. A. Tarasenko and I.B. Chepkov, *Tekhnika i Vooruzhenie Vchera, Segodnya, Zavtra*, No. 5: 20 (2007) (in Russian).
121. I.B. Chepkov, M.G. Bugera, and M.I. Vas'kivs'kiy, *Zbirnyk Naukovykh Prats' TsNDI OVT ZS Ukrayiny*, No. 58: 160 (2015) (in Russian).
122. T.D. Kozhina and V.Y. Eroshkov, *Research Bulletin SWorld: Modern Scientific Research and Their Practical Application*, **J21310**: 117 (2013).
123. L.Ya. Ropyak, I.P. Shatskyi, and M.V. Makoviichuk, *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, **41**, No. 5: 647 (2019) (in Ukrainian).
<https://doi.org/10.15407/mfint.41.05.0647>
124. T.M. Radchenko, V.A. Tatarenko, I.Yu. Sagalianov, and Yu.I. Pryluts'kiy, *Graphene: Mechanical Properties, Potential Applications and Electrochemical Performance* (Ed. B.T. Edwards) (Hauppauge, NY, USA: Nova Science Publishers, Inc.: 2014), Ch. 7, p. 219.
125. I.Yu. Sahalianov, T.M. Radchenko, V.A. Tatarenko, and Yu.I. Pryluts'kiy, *Annals of Physics*, **398**: 80 (2018).
<https://doi.org/10.1016/j.aop.2018.09.004>
126. T.M. Radchenko and V.A. Tatarenko, *Solid State Phenomena*, **150**: 43 (2009).
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.150.43>

127. I.Yu. Sagalianov, T.M. Radchenko, Yu.I. Prylutsky, V.A. Tatarenko, and P. Szroeder, *Eur. Phys. J. B*, **90**, No. 6: 112 (2017).
<https://doi.org/10.1140/epjb/e2017-80091-x>
128. URL: https://viam.ru/intelligent_polymer.
129. G.M. Gunyayev, I.N. Gulyayev, R.E. Shalin, G.F. Zhelezina, and Yu.S. Il'in, *Proc. Int. Conf. 'Teoriya i Praktika Tekhnologiy Proizvodstva Izdeliy iz Kompozitsionnykh Materialov i Novykh Metallicheskih Splavov* (2004) (in Russian).
<https://www.viam.ru/public/files/2003/2003-203897.pdf>
130. E.V. Lutsenko, *4th Russian Symposium 'Poluprovodnikovyye Lazery: Fizika i Tekhnologiya' (St. Petersburg, 10–13 November, 2014)* (St. Petersburg: 2014), p. 13 (in Russian).
131. N.I. Borodin, P.V. Kryukov, A.B. Popov, S.N. Ushakov, and A.B. Shestakov, *Quantum Electron.*, **35**, No. 6: 511 (2005).
<https://doi.org/10.1070/QE2005v035n06ABEH006573>
132. A.E. Zhukov, A.R. Kovsh, E.V. Nikitina, V.M. Ustinov, and Zh.I. Alferov, *Fizika i Tekhnika Poluprovodnikov*, **41**, No. 5: 625 (2007) (in Russian).
133. URL: <http://bourabai.kz/physics/lasers.html>.
134. N.V. Usol'tseva, O.B. Akopova, V.V. Bykova, A.I. Smirnova, and S.A. Pikin, *Zhidkie Kristally: Diskoticheskie Mezogeny* [Liquid Crystals: Discotic Mesogens] (Ed. N.V. Usol'tseva) (Ivanovo: Ivanovo State University: 2004) (in Russian).
135. L.V. Asryan, S. Luryi, and R.A. Suris, *IEEE J. Quant. Electron.*, **39**, No. 3: 404 (2003).
<https://doi.org/10.1109/JQE.2002.808171>
136. L.M. Blinov, *Zhidkie Kristally: Struktura i Svoystva* [Liquid Crystals: Structure and Properties] (Moscow: Librokom: 2012) (in Russian).
137. V.P. Romanov, *Soros Educational Journal*, **7**, No. 1: 96 (2001) (in Russian).
138. G.S. Landsberg, *Optika* [Optics] (Moscow: Fizmatlit: 2003) (in Russian).
139. I.A. Razumovskiy, *Interferentsionno-Opticheskie Metody Mekhaniki Deformiruyemogo Tvuyordogo Tela* [Interference-Optical Methods of Deformable-Solid Mechanics] (Moscow: Moscow State Tech. Univ.: 2007) (in Russian).
140. URL: <https://studfile.net/preview/604014/page:19>.
141. T.M. Radchenko and V.A. Tatarenko, *Carbon Nanomaterials in Clean Energy Hydrogen Systems. NATO Science for Peace and Security Series C: Environmental Security* (Eds. B. Baranowsky, S.Y. Zaginaichenko, D.V. Schur, V.V. Skorokhod, and A. Veziroglu) (Dordrecht: Springer: 2008), p. 489.
https://doi.org/10.1007/978-1-4020-8898-8_62
142. T.M. Radchenko and V.A. Tatarenko, *Hydrogen Materials Science and Chemistry of Carbon Nanomaterials. NATO Security through Science Series A: Chemistry and Biology* (Eds. T.N. Veziroglu, S.Yu. Zaginaichenko, D.V. Schur, B. Baranowski, A.P. Shpak, V.V. Skorokhod, and A. Kale) (Dordrecht: Springer: 2007), p. 229.
https://doi.org/10.1007/978-1-4020-5514-0_28
143. V.A. Tatarenko, T.M. Radchenko, and V.M. Nadutov, *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, **25**, No. 10: 1303 (2003) (in Ukrainian).
144. V.A. Tatarenko, S.M. Bokoch, V.M. Nadutov, T.M. Radchenko, and Y.B. Park, *Defect and Diffusion Forum*, **280–281**: 29 (2008).
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.280-281.29>
145. V.A. Tatarenko and T.M. Radchenko, *Uspehi Fiziki Metallov*, **3**, No. 2: 111 (2002) (in Ukrainian).
<https://doi.org/10.15407/ufm.03.02.111>
146. T.M. Radchenko and V.A. Tatarenko, *Uspehi Fiziki Metallov*, **9**, No. 1: 1 (2008) (in Ukrainian).
<https://doi.org/10.15407/ufm.09.01.001>

147. URL: <http://www.physics-guide.ru/phygs-675-1.html>.
148. M.G. Tomilin and G.E. Nevskaya, *Fotonika Zhidkikh Kristallov* [Photonics of Liquid Crystals] (St. Petersburg: Polytech. Univ.: 2011) (in Russian).
149. T.V. Voloshina, I.V. Kavetskaya, and L.Yu. Leonova, *Lyuminestsentsiya Kristallov* [Luminescence of Crystals] (Voronezh: Voronezh State Univ.: 2012) (in Russian).
150. B.T. Atashov, A.B. Uteniyazova, and I. Nuritdinov, *Vestnik Karakalpakskogo Otdeleniya Akademii Nauk Respubliki Uzbekistan*, **226**, No. 1: 18 (2012) (in Russian).
151. K.S. Zhuravlev, A.M. Gilinskiy, A.V. Tsarev, and A.E. Nikolaenko, *Fizika i Tekhnika Poluprovodnikov*, **35**, No. 8: 932 (2001) (in Russian).
152. Yu.K. Egorov-Tismenko, *Kristallografiya i Kristallokhimiya: Uchebnik* [Crystallography and Crystal Chemistry: A Textbook] (Ed. V.S. Urusov) (Moscow: KDU: 2005) (in Russian).
153. A.A. Marakushev, A.V. Bobrov, N.N. Pertsev, and A.N. Fenogenov, *Petrologiya. I. Osnovy Kristallogoptiki i Porodoobrazuyushchie Mineraly* [Petrology. I. Fundamentals of Crystal Optics and Rock-Forming Minerals] (Moscow: Nauchny Mir: 2000) (in Russian).
154. M. Montalti, A. Credi, L. Prodi, and M.T. Gandolfi, *Handbook of Photochemistry* (Boca Raton: CRP Press: 2006).
<https://doi.org/10.1201/9781420015195>
155. A.B. Matevosyan, *Chemical Journal of Armenia*, **69**, No. 4: 446 (2016) (in Russian).
156. L. Vacareanu, A.M. Catargiu, and M. Grigoras, *High Perform. Polym.*, **27**, No. 4: 476 (2015).
<https://doi.org/10.1177/0954008314555529>
157. J. Mardaljevic, R. K. Waskett, and B. Painter, *Lighting Res. Technol.*, **48**, No. 3: 267 (2015).
<https://doi.org/10.1177/1477153515620339>
158. URL: <https://hype.tech/@id103/chto-takoe-metamaterialy-i-primery-ih-ispolzovaniya-4eqrb197>.
159. M.E. Garber, *Iznosostoykie Belyye Chuguny: Svoystva, Struktura, Tekhnologiya, Ehkspluatatsiya* [Wear Resistant White Cast Irons: Properties, Structure, Technology, Operation] (Moscow: Mashinostroenie: 2010) (in Russian).
160. M.M. Stadnyk, G.I. Slin'ko, I.Ya. Gorbachevs'ky, and I.P. Volchok, *Novi Materialy i Tekhnologii v Metalurgii ta Mashinobuduvanni*, No. 2 (2000) (in Ukrainian).
161. Z.A. Duriagina, O.I. Eliseeva, V.M. Fedirko, and V.P. Tsisar, *Metaloznavstvo ta Termichna Obrobka Metaliv*, No. 3: 77 (2001) (in Ukrainian).
162. Z. Duriagina and O.I. Eliseeva, *Inzyneria Powierzchni*, No. 1: 43 (2005).
163. H.N. Gray and D.E. Bergbreiter, *Environmental Health Perspectives*, **105**, Suppl. 1: 55 (1997).
<https://doi.org/10.1289/ehp.97105s155>
164. V.P. Komov and V.N. Shvedova, *Biokhimiya* [Biochemistry] (Moscow: Drofa: 2004) (in Russian).
165. G.A. Kizima, *Bol'shaya Ehntsiklopediya Sadovoda-Ogorodnika* [Big Encyclopaedia of the Gardener] (Moscow: Izdatel'stvo 'Eksmo': 2017) (in Russian).
166. URL: <https://biofile.ru/bio/19417.html>.
167. URL: <https://refeng.ru/klimat-kamery>.
168. O.I. Soshko and V.O. Soshko, *Progress in Physics of Metals*, **20**, No. 1: 96 (2019).
<https://doi.org/10.15407/ufm.20.01.096>
169. L.Ya. Ropyak, T.O. Pryhorovska, and K.H. Levchuk, *Progress in Physics of Metals*, **21**, No. 2: 274 (2020).
<https://doi.org/10.15407/ufm.21.02.274>

170. V.V. Lizunov, I.M. Zabolotnyy, Ya.V. Vasylyk, I.E. Golentus, and M.V. Ushakov, *Progress in Physics of Metals*, **20**, No. 1: 75 (2019).
<https://doi.org/10.15407/ufm.20.01.075>
171. T.M. Radchenko, V.A. Tatarenko, V.V. Lizunov, V.B. Molodkin, I.E. Golentus, I.Yu. Sahalianov, and Yu.I. Prylutskyy, *Phys. Status Solidi B*, **256**, No. 5: 1800406 (2019).
<https://doi.org/10.1002/pssb.201800406>
172. V.B. Molodkin, H.I. Nizkova, Ye.I. Bogdanov, S.I. Olikhovskii, S.V. Dmitriev, M.G. Tolmachev, V.V. Lizunov, Ya.V. Vasylyk, A.G. Karpov, and O.G. Voytok, *Uspehi Fiziki Metallov*, **18**, No. 2: 177 (2017) (in Ukrainian).
<https://doi.org/10.15407/ufm.18.02.177>
173. A.P. Cheiliakh and Y.A. Cheylyakh, Int. Sci. Method. Conf. 'University Science-2016': 'Today Material Engineering for realization of the 'MMATENG' Project Objectives' (Mariupol, Ukraine, May 19-20, 2016) (in Russian).
174. A.P. Cheylyakh, *Stroitel'stvo, Materialovedenie, Mashinostroenie: Sb. Nauchn. Trudov*, No. 15, Pt. 4.1: 139 (2002) (in Russian).

Отримано 12.03.2020;
остаточний варіант — 03.09.2020

O.P. Cheiliakh and Ya.O. Cheiliakh

State Higher Educational Institution
'Pryazovskyi State Technical University',
UA-87555 Mariupol, Universytetska Str., 7, Ukraine

IMPLEMENTATION OF PHYSICAL EFFECTS IN THE OPERATION OF SMART MATERIALS TO FORM THEIR PROPERTIES

The regularities of the realization of physical phenomena and phase-structural transformations developing during the operation of smart materials of various physical nature, composition and functional applications, which provide the formation of their physical, mechanical, and operational properties, are generalized. We propose a classification scheme of physical and chemical phenomena, which covers phase and structural transformations in metal alloys, atomic-nanostructured, electrical, magnetic, mechanical, optical, chemical, and biochemical phenomena, on which the formation of the properties of smart materials (metallic and non-metallic, solid and liquid) is based in the process of their operation. The main features of these phenomena and transformations are formulated; they determine the expected positive effect that manifests itself in the emerging or improving individual properties or their complex. A review analysis of the groups of smart materials of various physical nature and functional purposes is carried out, implemented in them during the operation of physical phenomena, transformations and effects leading to the formation of conditioned properties. The features of smart materials of various physical nature and the phenomena (transformations) realized within them during operation are considered. Models of the phase and structural evolution of traditional (stable) and smart (metastable) materials, which are self-organizing during operation due to the implementation of physical phenomena, transformations, and effects throughout their life cycle, are proposed. The necessity of controlling these processes for the formation of improved properties as well as a stable and long life cycle is shown. Based on the analysis and review generalization, the principles of designing smart (metastable) materials with unique properties are formulated.

Keywords: smart materials, metastability, physical phenomena, positive effect, improved properties.