

DOKTORI (PhD) ÉRTEKEZÉS

BALOGH DIÁNA



Pannon Egyetem

2026

Magnetoreológiai és elektorreológiai elasztomerek tulajdonságainak vizsgálata

Doktori (PhD) értekezés

Készítette:

Balogh Diána

okleveles mezőgazdasági gépészmérnök

DOI:10.18136/PE.2026.1003

Témavezető:

Dr. Szalai István

egyetemi tanár

Készült a Pannon Egyetem

Vegyészmérnöki- és Anyagtudományok Doktori Iskolája keretében

2026

Magnetoreológiai és elektorreológiai elasztomerek tulajdonságainak vizsgálata

Az értekezés doktori (PhD) fokozat elnyerése érdekében készült a
Pannon Egyetem
Vegyésszmérnöki- és Anyagtudományok Doktori Iskolája keretében

Anyagtudományok és technológiák tudományágban

Írta: Balogh Diána

Témavezető: Dr. Szalai István

Elfogadásra javaslom (igen / nem)

.....

Dr. Szalai István
témavezető

A jelölt a doktori szigorlaton %-ot ért el,
Veszprém,

.....

(a Szigorlati Bizottság elnöke)

Az értekezést bírálóként elfogadásra javaslom:

Bíráló neve:igen /nem

.....

(bíráló)

Bíráló neve:igen /nem

.....

(bíráló)

A jelölt az értekezés nyilvános vitáján%-ot ért el.

Veszprém,

.....

(a Bíráló Bizottság elnöke)

A doktori (PhD) oklevél minősítése.....

Veszprém,

.....

(az EDHT elnöke)

Tartalomjegyzék

1.	1
2.	2
2.1	2
2.1.1	3
2.1.2	3
2.1.3	13
2.2	13
2.2.1	14
2.2.2	16
2.2.3	18
2.3	22
2.3.1	23
2.3.2	38
3.	49
3.1	49
3.1.1	49
3.1.2	50
3.1.3	50
3.2	52
3.3	56
3.3.1	56
3.3.2	58
3.4	63
4.	65
4.1	65
4.2	66
4.2.1	66
4.2.2	69
4.3	70
4.4	73
5.	75
5.1	75
5.2	76

5.2.1 76

5.2.2 78

5.2.3 79

5.3 79

5.3.1 79

5.3.2 83

5.4 87

6. 89

7. 91

8. 93

Köszönetnyilvánítás

Jelölések és rövidítések jegyzéke

A	keresztmetszet
A_e	védett elektróda keresztmetszete
α	alakváltozás
α_h	relatív elmozdulás
a_k	anyagállandó
b_k	anyagállandó
B	mágneses indukció
C_p	kapacitás
c_c	küszöbkonzentráció vagy perkolációs küszöbérték
D	átmérő
d	csavart hengeres test átmérője
χ	mágneses szuszceptibilitás
E	rugalmassági modulus vagy Young-modulus
E	elektromos térerősség
φ	csavarodási szög
σ	húzó-, vagy nyomófeszültség
σ_0	összes külső mechanikai feszültség
σ_0	töltőanyag fajlagos vezetésétől függő konstans
σ_H	Hooke-testen (ideális rugón) ébredő feszültség
σ_N	Newton-testen (viszkózus csillapító elemen) ébredő feszültség
ε	relatív deformáció, fajlagos nyúlás
$\dot{\varepsilon}$	deformációsebesség
ε_H	rugóelem (Hooke-test) pillanatnyi rugalmas alakváltozása
ε_N	csillapító elem (Newton-test) időben elhúzódó, viszkózus alakváltozása
ϵ	dielektromos permittivitás
ϵ_0	vákuum permittivitása
F_n	normálerő
f	frekvencia
G	nyíró vagy torziós rugalmassági modulus
γ	szögelfordulás
h	hossz
h_0	magasság
Δh	hosszváltozás
I	áramerősség
i	képzetes egység
l	eredeti hossz, csavarodási hossz
Δl	deformáció
M_{cs}	torziós nyomaték (nyomaték)
R	ellenállás
R_p	elektromos ellenállás
s	görbe meredeksége

T	hőmérséklet
t	kritikus exponens
U	feszültség
ω	körfrekvencia
Y	elasztomer Young-modulusa
η	viszkozitás
τ	nyírófeszültség
τ_0	határfeszültség

Kivonat

Az intelligens anyagok kutatása az anyagtudomány egyik dinamikusan fejlődő területe, különös tekintettel az elektoreológiai (ER) és magnetoreológiai (MR) hatást mutató kompozit elasztomerekre, amelyek mechanikai tulajdonságai külső elektromos vagy mágneses tér hatására gyorsan és reverzibilisen változtathatók. Jelen doktori értekezés célja elektoreológiai és magnetoreológiai elasztomerek szerkezetének, reológiai és mechanikai tulajdonságainak átfogó vizsgálata, valamint a külső tér által kiváltott tulajdonságváltozások (mechanikai, reológiai és dinamikai) kvantitatív jellemzése, valamint az anyagok ipari alkalmazhatóságának értékelése és részletes elemzése volt.

Kutatásom során mágneses és dielektromos részecskékkel töltött kompozit elasztomereket állítottam elő poli(dimetil-sziloxán) (PDMS) polimer mátrix felhasználásával, különböző típusú és koncentrációjú mikro- és nanoméretű töltőanyagokkal. A minták izotrop és anizotrop szerkezetben készültek, utóbbi esetben külső elektromos vagy mágneses tér alkalmazásával irányított részecskeláncok kialakításával. A minták reológiai viselkedését statikus és dinamikus mechanikai vizsgálatokkal elemeztem elektromos-, illetve mágneses tér jelenlétében és anélkül. Ez mellett a kutatás egyik középpontjában ezeknek az anyagoknak a tér által indukált deformációs válasza állt.

Az eredmények igazolták, hogy mind az ER-, mind az MR elasztomerek esetében a külső tér jelentős mértékben növeli a rugalmassági modulust és módosítja a deformációs választ. Az effektusok mértéke nagy mértékben függ a töltőanyag koncentrációjától, eloszlásától, valamint a polimer mátrix mechanikai jellemzőitől. Az anizotrop szerkezetű minták esetében jelentősebb térfüggő viselkedés volt megfigyelhető, amely a részecskék közötti erősebb dipólus-dipólus kölcsönhatásokra vezethető vissza.

A vizsgálatok alapján megállapítható, hogy az ER- és MR elasztomerek ígéretes anyagok adaptív rezgéscsillapító, aktuátor- és erőátviteli rendszerek fejlesztéséhez. Az értekezés eredményei hozzájárulnak az intelligens kompozit anyagok szerkezet-tulajdonság-funkció összefüggéseinek mélyebb megértéséhez, és megalapozzák ezen anyagok jövőbeni mérnöki alkalmazásait.

Abstract

Research of smart materials is a dynamically developing field of materials science, with particular emphasis on composite elastomers exhibiting electrorheological (ER) and magnetorheological (MR) effects. The mechanical properties of these materials can be rapidly and reversibly altered by the application of an external electric or magnetic field. The aim of this doctoral thesis was to comprehensively investigate the structure, rheological and mechanical properties of electrorheological and magnetorheological elastomers, and to quantitatively characterize the induced changes by external fields. Another aim was also to evaluate the industrial applicability of these materials.

During my research, I prepared composite elastomers filled with magnetic and dielectric particles using a polydimethylsiloxane (PDMS) polymer matrix with different types and concentrations of micro- and nano-sized fillers. The samples were prepared in isotropic and anisotropic structures, in the latter case by forming particle chains controlled by applying an external electric or magnetic field during the preparations. I analyzed the rheological behavior of the samples using static and dynamic mechanical tests in zero field conditions, and under external fields too. One of the focus of the research was on the deformation response of these materials.

The results confirmed that, in case of both ER and MR elastomers, the external field significantly increases the elastic modulus and influences the induced deformation, with a magnitude which depends on the concentration and distribution of the filler and the mechanical properties of the polymer matrix. In the case of anisotropic samples, a more pronounced field-dependent behavior was observed, which can be attributed to the strengthening of dipole-dipole interactions between particles.

Based on the investigations, it can be concluded that ER and MR elastomers are promising materials for the development of adaptive vibration damping, actuator, and force transmission systems. The results of this thesis contribute to a deeper understanding of the relationship between structure, properties and applicability of smart composite materials and lay the foundation for future engineering applications of these materials.

Abstrakt

Die Forschung an intelligenten Materialien ist ein dynamisch wachsendes Gebiet der Materialwissenschaft, insbesondere im Hinblick auf Komposit-Elastomere mit elektrorheologischen (ER) und magnetorheologischen (MR) Effekten. Die mechanischen Eigenschaften dieser Materialien lassen sich durch Anlegen eines externen elektrischen oder magnetischen Feldes schnell und reversibel verändern. Ziel dieser Dissertation war die umfassende Untersuchung der Struktur, der rheologischen und mechanischen Eigenschaften von elektrorheologischen und magnetorheologischen Elastomeren sowie die quantitative Charakterisierung der durch externe Felder induzierten Veränderungen. Ein weiteres Ziel war die Bewertung der industriellen Anwendbarkeit dieser Materialien.

Im Rahmen meiner Forschungsarbeit stellte ich Komposit-Elastomere her, die mit magnetischen und dielektrischen Partikeln gefüllt waren. Als Polymermatrix diente Polydimethylsiloxan (PDMS) mit verschiedenen Arten und Konzentrationen von Mikro- und Nanopartikeln. Die Proben wurden in isotroper und anisotroper Struktur hergestellt, wobei im letzteren Fall die Bildung von Partikelketten durch Anlegen eines externen elektrischen oder magnetischen Feldes während der Präparation gesteuert wurde. Ich analysierte das rheologische Verhalten der Proben mittels statischer und dynamischer mechanischer Prüfungen sowohl im feldfreien Zustand als auch unter Einfluss externer Felder. Ein Schwerpunkt der Forschung lag auf dem Deformationsverhalten dieser Materialien.

Die Ergebnisse bestätigten, dass das externe Feld sowohl bei ER- als auch bei MR-Elastomeren den Elastizitätsmodul signifikant erhöht und die induzierte Deformation beeinflusst. Das Ausmaß dieses Einflusses hängt von der Konzentration und Verteilung des Füllstoffs sowie den mechanischen Eigenschaften der Polymermatrix ab. Bei anisotropen Proben wurde ein ausgeprägteres feldabhängiges Verhalten beobachtet, das auf die Verstärkung der Dipol-Dipol-Wechselwirkungen zwischen den Partikeln zurückgeführt werden kann.

Auf Grundlage der Untersuchungen lässt sich schlussfolgern, dass ER- und MR-Elastomere vielversprechende Werkstoffe für die Entwicklung adaptiver Schwingungsdämpfungs-, Aktuator- und Kraftübertragungssysteme darstellen. Die Ergebnisse dieser Arbeit tragen zu einem tieferen Verständnis des Zusammenhangs zwischen Struktur, Eigenschaften und Anwendbarkeit intelligenter Verbundwerkstoffe bei und legen den Grundstein für zukünftige technische Anwendungen dieser Werkstoffe.

1. Bevezetés

Az ipari forradalom után az információs forradalom, majd a napjainkban is zajló anyagtudomány forradalma következett be. Emiatt az elmúlt harminc évben az anyagtudomány rendkívül látványos fejlődésnek indult.

Az anyagtudományi ismeretek szerepe az élet és a nemzetgazdaság minden területén jelentős, hiszen kifejezetten függenek az eredményeitől és azok alkalmazhatóságától.

Új anyagok szinte naponta jelennek meg, de jelentős, meglepő fejlődés tapasztalható a „klasszikusnak” mondható anyagok terén is. Ennek oka, hogy egyre nőnek a teljesítménnyel szembeni elvárások a gyártási költségek és az energiaszükséglet párhuzamos csökkentése mellett, figyelembe véve a környezetvédelmi előírásokat. A kutatási módszerek és a műszerezettség fejlődése széleskörűbb lehetőséget adott ahhoz, hogy új anyagokat hozzunk létre. A műszaki anyagok egyre változatosabbak és egyre újabb elvárások jelentkeznek az alkalmazott technológia függvényében (pl. 3D-s nyomtatás). A vas-, alumínium- és titánötvözetek még mindig a legfontosabb műszaki anyagoknak tekinthetők, de a kompozitok iránti érdeklődés egyre növekszik, és tulajdonságaikban látványos változások várhatók [1].

A kutatásokban már egyre nagyobb szerepet kap az olyan típusú anyagok kifejlesztése, amelyek a számítógéptől kapott információt „megértik” és tulajdonságaik változtatásával reagálni tudnak rá. A számítógépes vezérlés és az anyag közötti interakció szabályozástechnikai értelemben kontrollált elektromos vagy mágneses tér létrehozásával biztosítható. Ezeket a tereket ugyanis számítógéppel vezérelt elektronikával pillanatszerűen lehet létrehozni, változtatni és megszüntetni. Ilyen típusú intelligens anyagok az elektoreológiai (ER), és magnetoreológiai (MR) folyadékok, valamint az elektrereológiai és magnetoreológiai elasztomerek (ERE és MRE).

Az elektromos vagy mágneses térerősség változására ezek az anyagok rendkívül gyorsan reagálnak. Ennek köszönhetően az ER- és MR-folyadékok, valamint az anizotrop elasztomerek rugalmassági modulusa és különböző mechanikai, elektromos, mágneses, termikus és optikai tulajdonságai külső tér hatására pillanatszerűen, néhány milliszekundumos időállandóval megváltoztathatók [2].

Kutatásaim során az elektromos és mágneses térre érzékeny elasztomerekkel foglalkoztam. ERE és MRE anyagok tulajdonságainak megváltoztatását vizsgáltam későbbi ipari felhasználás lehetőségének céljából.

2. Irodalmi áttekintés

2.1 Reológiai alapismeretek

A „reológia” kifejezés használata Eugene Cook Bingham, a Lafayette Egyetem (Easton, P. A. UK) professzorához köthető [3]. Az Amerikai Reológiai Társaság 1929. december 29-ei megalakulásakor az alábbi módon definiálta ezt a fogalmat: „Az anyag alakváltozásának és áramlásának tanulmányozása.” [3,4] A reológia alapjait Bingham és Markus Reiner fektették [5].

Maga a „reológia” szó a görög reo (ρεο) és logosz (λογος) szavakból származik, ami folyót, folyást, illetve tudományt jelent [6]. Az elnevezés Hérakleitosz (i. e. 550-480) mondásából ered: „Παντα ρει!” = „Panta rei!” = „Minden folyik!” [7]. Önálló tudományterületként a különféle anyagok folyási és deformációs tulajdonságainak leírásával, az alakváltozásokkal és az őket előidéző erők közötti törvényszerűségekkel, ezeknek külső tényezőktől való függésével foglalkozik különös tekintettel arra, hogy az egyes paraméterek milyen módon függnék a hőmérséklettől és a terhelési időtől [8].

A kontinuummechanika az testeknek az alkalmazott erőkre és alakváltozásokra adott válaszában matematikai vizsgálatával foglalkozik. A (kis nyúlású) rugalmasság elméletének korai sikere, amely teljes egészében matematikai konstrukción alapszik, komoly elvárásokat támasztott a kontinuummechanika módszereivel szemben.

A kis nyúlási rugalmasság elmélete a Hooke-törvényre és arra a tapasztalatra épül, hogy a legtöbb fém ipari alkalmazás közben csupán a százalékos alakváltozás töredékét szenved el. A folyadékmechanikában ennek analógiájaként olyan modelleket dolgoztak ki, amelyek a viszkózus folyás jelenségét írják le, vagyis azt, ahogyan a folyadékok nyírófeszültség hatására időben arányosan deformálódnak.

A szintetikus szál- és műanyagfeldolgozó ipar megjelenése és gyors fejlődése és az újszerű szerkezetű anyagok létrehozása révén észre kellett venni, hogy a fémekre régebben felállított elasztikus modell nem elégséges az anyagok tulajdonságainak pontos leírásához.

A polimer oldatok és polimer olvadékok viselkedése nagyon összetett, és a legújabb leírások már kombinálják a kontinuummechanikát a vizsgált testek mikroszerkezetére vonatkozó megállapításokkal [4, 5].

Napjainkban a reológia további fejlődése tapasztalható a vegyipar területén a folyékony mosószerek, csepegésmentes festékek és kontaktragasztók megjelenése révén.

Fontos fejlesztések történtek és zajlanak a gyógyszer- és élelmiszeriparban, illetve a modern orvosi kutatás, a bioreológia területén is, ami az anyagok biotechnológiai úton történő előállítására vonatkozik [3].

2.1.1 Az erők deformáló hatása

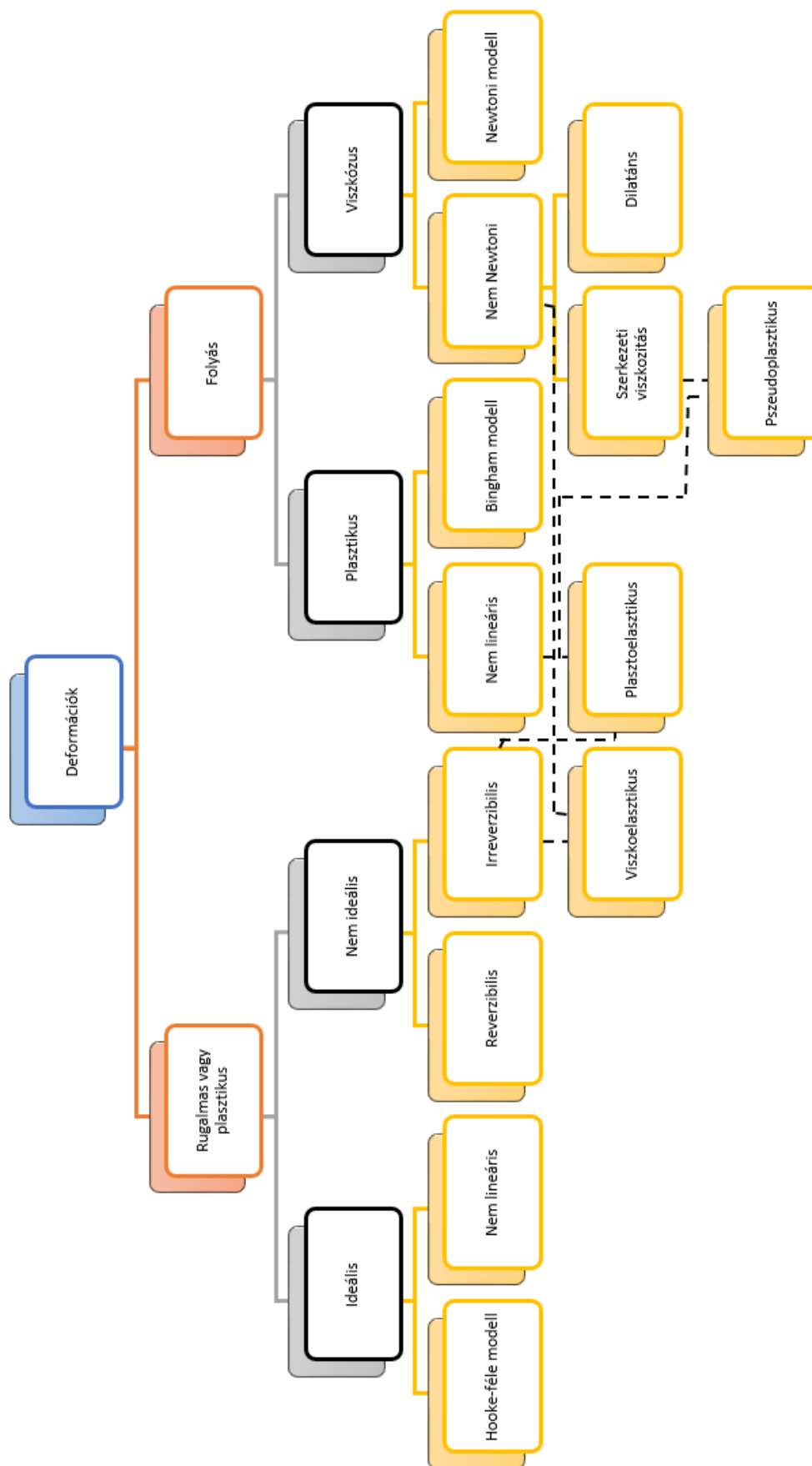
Robert Hooke 1678-ban fogalmazta meg a rugalmasság alapelvét, amely szerint „egy rugó által kifejtett erő arányos a megnyúlásával”. Ez a felismerés lett a klasszikus, kis alakváltozásokra érvényes rugalmasságtan kiindulópontja. Ennek értelmében külső erők hatására a merev testek (Euklidesz-testek) alakja nem változik, míg a deformálható testek alakváltozása arányos a rájuk ható erő nagyságával.

Isaac Newton 1687-ben, a Principia megjelenésével új megközelítést adott a folyadékok nyíróáramlásának leírásához. Azt feltételezte, hogy a folyadék belső ellenállása – amely a részecskék egymáshoz képesti „csúszósságának” hiányából ered – arányos azzal a sebességgel, amellyel a részecskék elmozdulnak egymástól. Ezt a belső ellenállást nevezzük ma viszkozitásnak, amely a folyadék „belső súrlódásának” és az áramlással szembeni ellenállásának mértéke.

A 18. században Jean le Rond d'Alembert egységes szemléletbe rendezte a statikus és dinamikus erők fogalmát. A dinamikus erők a gyorsulásból vagy lassulásból, vagyis a mozgásállapot változásából származnak, míg a statikus erők állandó, nyugalmi terhelésből erednek. Ez jelentős előrelépést hozott a mechanika fejlődésében, hiszen korábban az alakváltozást szinte kizárólag húzó igénybevételhez kötötték. [3,9,10].

2.1.2 Rugalmas alakváltozások reológiai modellezése

A reológia a terhelés hatására időben létrejövő mechanikai deformáció alapján az anyagokat az alaptulajdonságaikkal jellemzi, melyek a következők: rugalmasság, viszkozitás és plaszticitás. (ld. 2.1. ábra) Ezek a tulajdonságok a deformáció szempontjából ideális tulajdonságokat mutató mintatestek segítségével kialakított modelleken keresztül értelmezhetők [3].



2.1. ábra A deformációk fajtái [3]

I. Alaptestek

a. Ideális elméleti alaptestek:

- Euklidesz-test: ideális, merev test,
- Pascal-test: ideális, súrlódásmentes folyadék.

Ezek a testek csak elméleti szinten adottak, valós tulajdonságú anyagi megjelenésük nincsen.

b. Alaptulajdonságot leíró testek:

- **Hooke-test:** ideális, lineárisan rugalmas szilárd test (elasztikus test). Egy dimenziós modellje a lineáris rugó, jellemzője pedig a rugalmassági modulus (E [Pa]). (2.2. ábra)

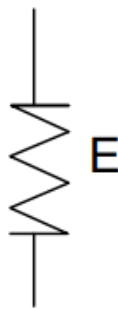
Amennyiben a terhelő erő a test valamely oldalával merőlegesen hat, akkor a testen ebben az irányban méretváltozás jön létre. Ha a testet húzóerő éri, akkor az adott irányban megnyúlik. Ha viszont nyomóerő hat rá, akkor összenyomódik és a mérete csökken.

Legyen adott az erő (F_n), a deformáció (Δl), az eredeti hossz (l) és az állandó, kis keresztmetszet (A). Ezen jellemzők közötti összefüggést az egy dimenziós Hooke-törvény adja meg:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (2.1.)$$

Ahol: E a rugalmassági modulus, σ a húzó-, vagy nyomófeszültség, ε a relatív deformáció.

$$(\varepsilon = \frac{\Delta l}{l})$$



2.2. ábra Hooke-test jelképi ábrázolása

- **Newton-test:** ideális, lineárisan viszkózus folyadék (viszkózus test). Modellje a sebességgel arányos csillapítású dugattyú, jellemzője pedig a viszkozitás (η [Pas]). (2.3. ábra)

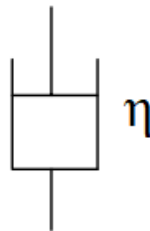
A Newton-test az állandó nagyságú, pillanatnyi erő hatására deformálódni kezd. A terhelés fennállása idején az anyag deformációja lineárisan nő és a terhelés megszűnése után is megmarad a deformáció ezen test esetén. A deformáció sebessége általában időben

állandó. Ha a deformáció sebessége növekszik, akkor szerkezeti viszkozitást mutat, ha pedig csökken, akkor táguló (dilatáló) folyadékként viselkedik. A nem-newtoni folyadékok közé tartoznak a dilatáló rendszerek (pl.: keményítő-vizes szuszpenziók, nagy koncentrációjú kolloidok stb.), valamint a tixotróp anyagok, mint például egyes kenőolajok, festékek, kozmetikai gélek, szuszpenziók, illetve a ketchup.

A Newton-test alapegyenlete:

$$\sigma = \eta \cdot \dot{\varepsilon} \quad (2.2.)$$

ahol: $\dot{\varepsilon}$ - deformációsebesség.



2.3. Newton-test jelképi ábrázolása

- **Saint-Venant-test:** ideális, plasztikus anyag (plasztikus test). Modellje a súrlódó elem, jellemzője pedig a határfeszültség (τ_0 [Pa]). (2.4. ábra)

A Saint-Venant-test tulajdonsága, hogy alapesetben merev testként viselkedik és csak akkor deformálódik, ha a terhelő erő értéke meghalad egy adott határértéket. Ezen határérték feletti terhelés esetén viszont a deformáció a terhelés megszűnése után is megmarad.

Ha a terhelés és annak megszűnése pillanatnyi idejű, akkor a plasztikus Saint-Venant-elem alapegyenlete felírható:

$$\varepsilon(\tau) = \{ \tau \leq \tau_0 : \varepsilon = 0 \quad \tau > \tau_0 : \varepsilon \rightarrow \infty \} \quad (2.3.)$$

A két állapot magyarázata:

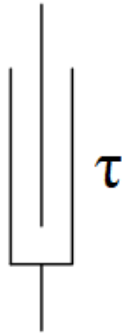
- Ha: $\tau \leq \tau_0 \Rightarrow \varepsilon = 0$, ekkor:

Merev állapotról beszélünk, azaz amíg a külső feszültség nem éri el a kritikus határfeszültséget (τ_0), az anyag nem deformálódik. Tehát úgy viselkedik, mint egy merev test.

- Ha $\tau > \tau_0 \Rightarrow \varepsilon \rightarrow \infty$, ekkor pedig

Megállíthatatlan folyásként értelmezzük a jelenséget akkor, amikor a feszültség túllépi a határértéket. Ekkor az elem "megadja magát". Mivel ideálisan plasztikus testről van szó,

amiben nincs belső ellenállás (viszkozitás) vagy keményedés, az alakváltozás elméletileg végtelenné válik (az anyag "megfolyik).



2.4.ábra Saint-Venant-test jelképi ábrázolása [9-14]

II. Összetett modellek

a. Kételemű modellek (két alapmodell kombinációja):

- Maxwell-modell:

A Maxwell-modell egy sorosan kapcsolt Hooke-testet és egy Newton-testet tartalmaz, amelyben a rugalmas komponens az E rugalmassági modulusú rugó, a viszkózus részt pedig az η viszkozitású folyadékban mozgó dugattyú jelenti.

Ez a modell típus alkalmas a relaxáció folyamatának leírására. (2.5. ábra)

A két testen létrejövő feszültség azonos, de az alakváltozás nagysága eloszlik a két elemi testen. Ez alapján:

$$\sigma_{\dot{0}} = \sigma_H = \sigma_N \quad (2.4.)$$

ahol:

$\sigma_{\dot{0}}$ - Rendszerre ható teljes külső mechanikai feszültség.

σ_H - Hooke-testen (ideális rugón) ébredő feszültség.

σ_N - Newton-testen (viszkózus csillapító elemen) ébredő feszültség.

és

$$\varepsilon = \varepsilon_H + \varepsilon_N \quad (2.5.)$$

ahol:

ε_H - Rugóelem (Hooke-test) pillanatnyi rugalmas alakváltozása.

ε_N - Csillapító elem (Newton-test) időben elhúzódó, viszkózus alakváltozása.



2.5. ábra Maxwell-modell ábrázolása

- Kelvin-Voigt-modell

A Kelvin-Voigt-modell egy párhuzamosan kapcsolt Hooke-testet és egy Newton-testet tartalmaz. A modell jellemzői a rugalmassági modulus és a viszkozitás, ugyanúgy, mint az előző Maxwell-modell esetében. (2.6. ábra)

Ez a modell alkalmas a kúszás folyamatának bemutatására.

A Kelvin–Voigt-modellben a két alapvető anyagi tulajdonságot leíró elem ugyanakkora alakváltozást szenved el, miközben a feszültség a következő módon oszlik meg közöttük:

$$\sigma_{\ddot{o}} = \sigma_H + \sigma_N \quad (2.6.)$$

ahol:

$\sigma_{\ddot{o}}$ - Rendszerre ható teljes külső mechanikai feszültség.

σ_H - Hooke-testen (ideális rugón) ébredő feszültség.

σ_N - Newton-testen (viszkózus csillapító elemen) ébredő feszültség.

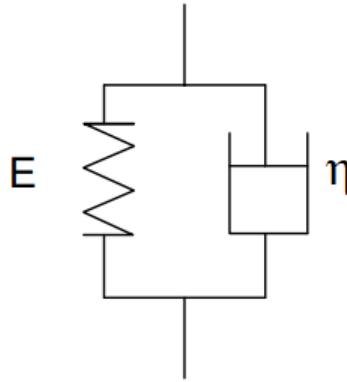
és

$$\varepsilon = \varepsilon_H = \varepsilon_N \quad (2.7.)$$

ahol:

ε_H - Rugóelem (Hooke-test) pillanatnyi rugalmas alakváltozása.

ε_N - Csillapító elem (Newton-test) időben elhúzódó, viszkózus alakváltozása.

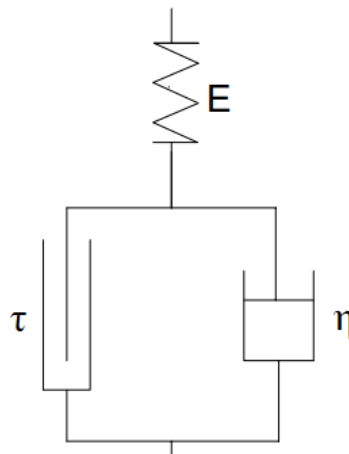


2.6 ábra Kelvin-Voigt-modell ábrázolása

b. Háromelemű modellek

- Bingham-modell

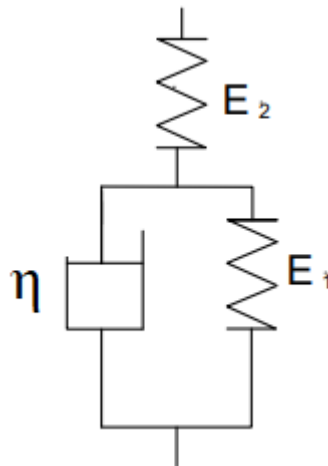
A Bingham-modell felépítése: egy elasztikus test sorba kapcsolva egy viszkózus és egy plasztikus test párhuzamos kapcsolásával. Ez a típusú modell alkalmas a változó nyírósebességű viselkedés leírására [9-14]. (2.7. ábra)



2.7. ábra Bingham- modell

- Poynting-Thomson-modell

A Poynting-Thomson-modell két rugalmas (E_1 , E_2) és egy viszkózus testet tartalmaz. (2.8. ábra) A valóság pontosabb leírására ennek a modellnek az ún. „standard” változatát alkalmazzák, mivel ez a legáltalánosabb olyan homogén, lineáris, csak elsőrendű deriváltakat tartalmazó anyagtörvény-leírás, amely a nemlineáris alakváltozásokon túl tartalmazza a deformációk kúszását és a feszültségek relaxációját is [15, 16].

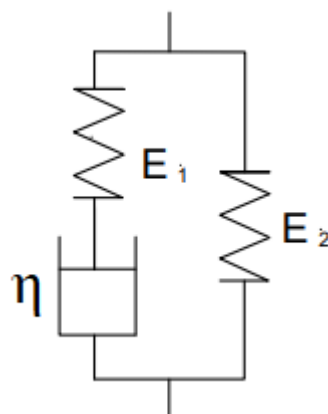


2.8.ábra Poynting-Thomson-modell

- Zener-modell

A Zener-modell olyan viszkoelasztikus modell, mely a Maxwell-modellhez még párhuzamosan hozzákapcsol egy rugalmas testet. (2.9. ábra)

A számos létező modell közül a lineáris Zener-modell az, amelyik képes leírni a viszkoelasztikus viselkedést különböző típusú anyagok kis alakváltozásainál és ehhez általános csillapítási törvényeket alkalmaz [17].



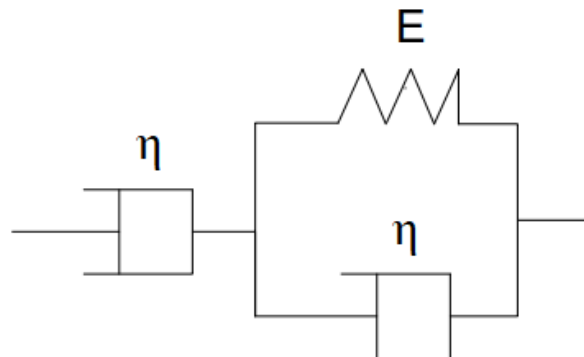
2.9.ábra Zener-modell

- Jeffrey-modell

A Jeffrey-modell, más néven az Oldroyd-B modell olyan háromelemű viszkózus modell, amely tartalmazza a lineáris rugalmassági és viszkózus jellemzőket a viszkoelasztikus anyagra vonatkozólag. (2.10. ábra)

A Jeffrey reológiai modell képes figyelembe venni az anyag deformációjához kapcsolódó inhomogenitást. Az inhomogenitás a polimerhálózat különböző láncainak csúszása és törése miatt keletkezik a deformáció során.

A modell két különböző elemből áll, amelyben egy nemlineáris test sorba van kapcsolva a Kelvin-Voigt modellel. A feszültségek mindkét elemen egyenlőek, de az alakváltozások additívak [18,19].



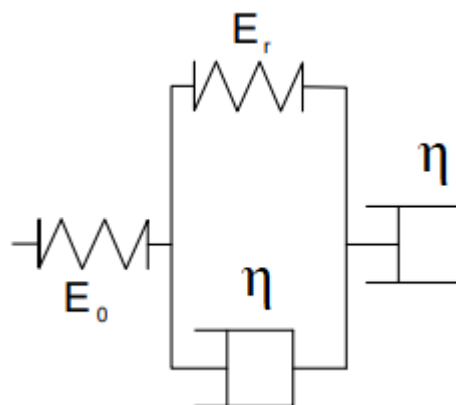
2.10. ábra Jeffrey-modell

A Poynting-Thomson- és a Zener-modellek jó közelítéssel írják le a nem-ideális anyagok viselkedését. A háromelemű viszkoelasztikus modellekről pedig el lehet mondani, hogy képesek legegyszerűbben kezelni az adott anyag olyan típusú kúszási jelenségét, ahol az állandó feszültség azonos intervallumokat hoz létre.

c. Négyelemű modellek

- Burgers-modell

A négyelemű modellek kategóriájában ez a leggyakrabban alkalmazott modell, amely a Kelvin-Voigt-modell és a Maxwell-modell kombinációjaként épül fel. (2.11. ábra) A terhelés során a feszültség ugyanakkora a rugalmas Hooke-testen, a viszkoelasztikus Kelvin-Voigt-modellen és a viszkózus Newton-elemen. Az ezen elemeken fellépő relatív deformációk pedig összeadódnak. Bonyolultabb viszkoelasztikus rendszerek általánosabb leírására alkalmasak.



2.11. ábra Burgers-modell

d. Tetszőleges számú elemet tartalmazó modellek

Lineáris viszkoelasztikus reológiai modellek összeállításához, melyek tetszőleges számú elemet tartalmaznak, fel lehet használni az eddig említett testek és modellek véges számú kombinációját. Általános anyagegyenletük leírható a lineáris viszkoelasztikus anyagok differenciális alapegyenletével:

$$\sigma + \sum_{k=1}^n b_k \frac{d^k \sigma}{dt^k} = a_0 \varepsilon + \sum_{k=1}^m a_k \frac{d^k \varepsilon}{dt^k} \quad (2.8.)$$

ekkor: - a_0 pozitív valós szám vagy nulla

- a_k, b_k : Ezek az anyagállandók, amelyek mindig valós számok.
- Ha $m = n$, a modell egyaránt mutat rugalmas és viszkózus tulajdonságokat (pl. Zener-modell).
- Ha $m = n + 1$, az anyagban a viszkózus tagok dominálnak a magasabb rendű deriváltaknál.

Ez az egyenlet azt fejezi ki, hogy egy tetszőlegesen sok elemből álló anyagmodellemben a feszültség (σ) és az alakváltozás (ε) nemcsak egymástól, hanem azok időbeli változási sebességeitől (deriváltjaitól) is függnék.

Az egyenlet bal oldala a külső feszültség és annak változási gyorsaságát írja le. A b_k együttható az anyag feszültség-relaxációs képességéért felelős paraméter.

Az egyenlet jobb oldalán (ε és deriváltjai) pedig az alakváltozás és annak sebessége található. Az a_k együttható az anyag merevségét és viszkózus ellenállását reprezentálja.

Az m és n kapcsolata ($m = n$ vagy $m = n + 1$) egy matematikai feltétel írja le, mely szerint:

Az egyenlet-megoldás legáltalánosabb formája a Laplace-transzformációval történik [20].

A valóságos anyagok modellezése során figyelembe kell venni, hogy ezen anyagok viselkedése soha nem írható le kizárólag rugalmas, viszkózus vagy plasztikus komponensekkel; ehelyett mindhárom tulajdonság különböző arányú és időfüggő kombinációja határozza meg a mechanikai válaszukat. Ennek megfelelően a valós anyagok leírására összetett, többparaméteres anyagmodellek alkalmazása indokolt, amelyek numerikus környezetben – különösen a véges elem-módszerrel (VEM), például ANSYS vagy más korszerű szimulációs szoftverek használatával – hatékonyan implementálhatók és vizsgálhatók [21].

2.1.3 Viszkózus folyás

A rugalmas deformációkkal szemben, a külső erők megszűnte után, a deformáció gyakran nem szűnik meg. A legegyszerűbb ilyen típusú anyagokat a newtoni rendszerek képviselik, melyeknek az a tulajdonsága, hogy a folyást létrehozó feszültség és a megfelelő deformációs sebesség komponensei között lineáris összefüggés áll fenn. Az ekkor létrejövő arányossági tényező, ami a belső súrlódást jellemző viszkozitás, a hőmérséklettől és a nyomástól függő állandó [8,22]. A newtoni viselkedés nem kizárólag a folyadékokra jellemző, hiszen gázok is mutathatnak ilyen anyagválaszt. A gyakorlatban azonban elsősorban a folyadékok nagy része viselkedik newtoni módon, ezért a szakirodalom hagyományosan a „newtoni folyadék” elnevezést használja [8].

2.2 Intelligens anyagok

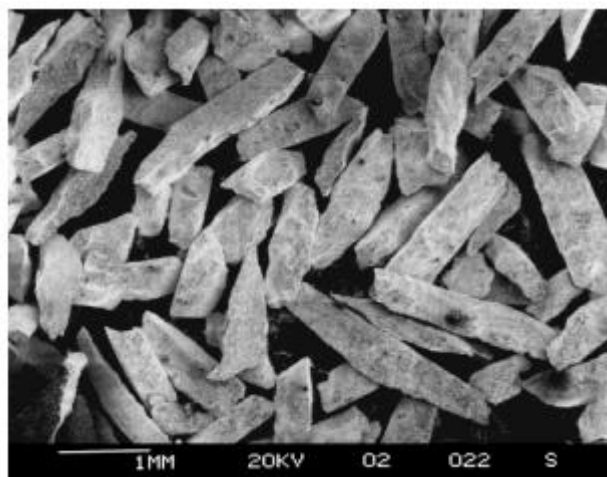
A korszerű multifunkcionális anyagokkal végzett kutatásokban kiemelkedő szerepe van az intelligens anyagi rendszereknek, amelyeket intelligens anyagoknak („smart materials”) is neveznek. A tudományos szakirodalomban az intelligens anyagok először az 1980-as évek végén jelentek meg és fejlődésük az anyagtudomány területén a mai napig is folyamatos. Ezen új tudományterület létrehozásának az volt a célja, hogy az intelligens anyag felhasználásával intelligensebb struktúrákat lehessen összeállítani, illetve nagyobb hatékonyságú és teljesebb rendszereket hozzunk létre. Az intelligens anyag a kutatások széles területéhez kapcsolódik, azaz olyan technológiák interdiszciplináris területéhez, mint az orvostudomány, a gyógyszerészet, a bioanyagok, a polimerek, a fémek, a félvezetők, a kerámia, a gépészet és az elektronika. Ezek az anyagi rendszerek a biológiai rendszerekhez hasonlóan képesek a külső vagy belső paraméterek (pl.: hő, fény, stb.) változásaihoz igazítani viselkedésüket. Ez azt jelenti, hogy közvetlen környezetük fizikai vagy kémiai állapotának egy vagy több jellemzőjét érzékelik, e jeleket feldolgozzák, majd pedig ezekre, állapotuk jelentős megváltoztatásával gyors és egyértelmű választ adnak. Az érzékelő funkció leggyakrabban a szóban forgó anyag és környezete közötti dinamikus (kémiai, mechanikai vagy termodinamikai) egyensúly következtében jön létre. A környezet megváltozása az egyensúlyi állapot megváltozását hozza létre. Az így kialakuló állapotban pedig az anyag már más tulajdonságokkal rendelkezik. Fontos szempont a változást létrehozó hatás és az erre adott válasz kapcsolata. Az intelligens anyagokra olyan hatás–válasz kapcsolat jellemző, amelynél a válasz mértéke nem arányos, hanem

jóval nagyobb az inger nagyságánál. Ezen anyagok alapvető tulajdonsága a reverzibilitás, azaz a változást kiváltó hatás megszűnte után az eredeti állapot visszaállta. További jellemzőjük a rövid reakcióidő. Az intelligens anyagokat a hatás-válasz viszonylatban két nagy csoportra lehet felosztani. Az egyik csoportba sorolhatók azok az anyagok, amelyek a természetes környezet változásaira (hőmérséklet, kémiai környezet, mechanikai hatás, fény stb.) reagálnak, míg a másik csoportba pedig azok, amelyek a változásukhoz szükséges információt a számítógépből elektronikus jelként nyerik. Ez utóbbi kategóriába tartozók anyagi tulajdonságainak határt szab az a kapcsolat, amit a számítógép és az anyag között létesíthetünk. Az intelligens anyagi rendszereknél a szenzorok, aktuátorok és szabályozók makroszkopikus vagy mezoszkopikus szinten integrálódnak a szerkezeti anyagokba. Az érzékelők és működtetők általában funkcionális anyagokból és folyadékokból készülnek. Anyagi megjelenésük szerint az intelligens anyagok lehetnek kemények vagy lágyak.

Az intelligens anyagok jelentős csoportját alkotják a polimer gélek, melyek képesek számos külső hatást érzékelni és azokra reagálni. Ilyen külső hatások pl. hőmérséklet, koncentráció, elektromos/mágneses tér változása, pH-érték, fényintenzitás, elegyösszetétel [23-27].

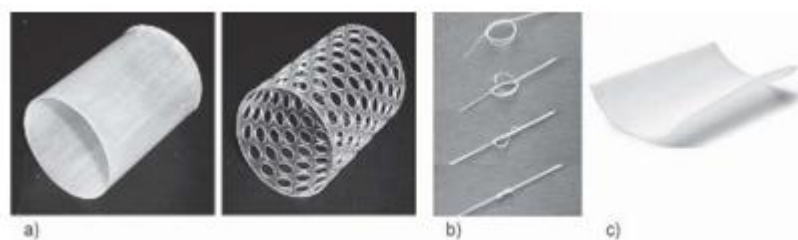
2.2.1 Intelligens kemény anyagok

Az intelligens anyagok jelentős részét képezik azok a szilárd anyagok, amelyeknek tulajdonságai elektromos vagy mágneses tér hatására változnak meg. Ilyenek például bizonyos ötvözetek, főként a ritkafémek (Tb, Dy, Sa) ötvözetei (Terfenol-D (2.12.ábra), Samfenol, stb.)



2.12. ábra 600 μm méretű, tű alakú Terfenol-D részecskék [28]

Ezek az anyagok mágneses tér hatására változtatják méretüket. Ilyenkor a minta hossza a tér irányában mérve növekszik, míg arra merőlegesen pedig csökken. Ezt a jelenséget nevezzük magnetostrikciónak. Az elektromos tér hatására bekövetkező méretváltozás az elektrostrikció hatására bekövetkező jelenség, melynek különleges esete a piezoelektromosság. A méretváltozás nagysága ezeknél az anyagoknál általában nagyon kis mértékű, viszont nagy pontosságú pozicionáló eszközök készíthetők belőlük. Az intelligens anyagok másik nagy csoportját adják az alakmemóriával rendelkező anyagok, azaz az emlékező fémek és műanyagok. Amennyiben az emlékező fém alakját egy adott kritikus hőmérséklet felett alakítjuk ki, akkor a fém erre a formára, mintegy maradandó alakváltozásra, a kritikus hőmérséklet megszűnte után is emlékszik. Ha a fémtárgy alakja valamilyen mechanikai hatás miatt alacsony hőmérsékleten megváltozik, akkor a kritikusnál magasabb hőmérsékletre melegítve visszanyeri az eredeti formáját. Felmelegítés nélkül nem állapítható meg, hogy a fém milyen eredeti formát őriz. Speciális polimerek is képesek alakjukat megőrizni. Előnyük ezeknek az anyagoknak a fentiekén kívül még, hogy széles határok között ellenállnak a nyomásnak, nyírásnak és más mechanikai hatásoknak. Az alakemlékező polimerláncokban kemény és a lágy szakaszok váltakoznak. Az egymás melletti kemény szakaszok szabályos kristályszerkezetet alkotnak és hidrogénkötésekkel kapcsolódnak egymáshoz. A lágy szakaszok szerkezete ezzel szemben más: az üvegesedési átmeneti hőmérséklet alatt (T_g) amorf szerkezetet mutatnak. Ezek a szakaszok kovalens kötésekkel kapcsolódnak a kemény szakaszokhoz. Az alakemlékező képesség akkor jó, ha a kemény szakaszok aránya 25–40% között van. Az üvegesedési hőmérséklet alatti állapotban a polimer kemény és erősebb, az üvegesedési hőmérséklet feletti állapotban azonban rugalmas, gumyszerű, alakítható. Ha azonban a polimert ismét az üvegesedési hőmérséklet alá hűtik, újra visszanyeri eredeti, a deformációt megelőző állapotát. Az alakemlékező anyagokat – például a nitinolt – az orvosi gyakorlatban (2.13. ábra) sikeresen alkalmazzák az elzáródott erek megnyitására. [26,27,30]



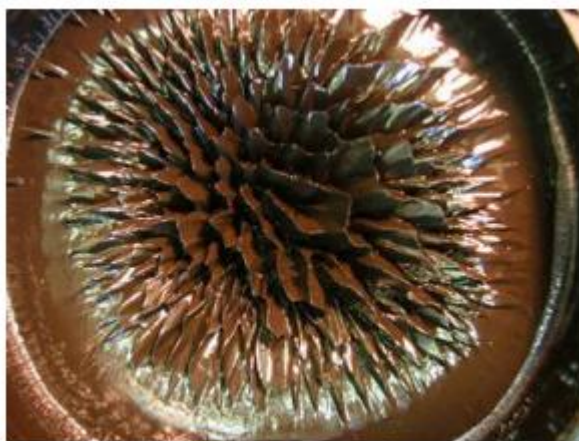
2.13. ábra Az alakemlékező polimerek orvosi alkalmazásai. a) szívkoszorúér sztentek, mikrosebészeti eszközök (pl. vérrög szűrők), b) sebvarró fonalak, c) szöveterősítő belső implantátumok [30]

2.2.2 Intelligens lágy anyagok

Lágy anyagoknak tekintjük a folyadékokat, a rugalmas műanyagokat, biológiai anyagaink nagy részét, valamint a szilárd és a folyadék halmazállapot között elhelyezkedő nagy folyadéktartalmú géleket. (Például: szilikonolaj, poliuretánhab, természetes és szintetikus gumi, lágy PVC, zsírszövet, kocsonya, hialuronsav-gél, stb.) A biológiai anyagok nagy többségének jellemzője, hogy lágy, rugalmas és nedves. Az intelligens lágy anyagok másik csoportját alkotják a folyadék halmazállapotú, nem-newtoni, ún. komplex folyadékok, amelyek egyenletes eloszlású, nm vagy μm méretű szilárd részecskéket tartalmaznak. Előnyük, hogy a kis méret következtében a szilárd alkotók nem ülepednek ki a folyadékban. Ha ezek a részecskék speciális elektromos vagy mágneses tulajdonságokkal rendelkeznek, akkor azt tapasztalhatjuk, mintha a folyadék mutatna elektromos vagy mágneses tulajdonságokat.

Az intelligens folyadékok két kategóriába sorolhatók be: a mágneses és az elektroeológiai folyadékok. Ezek az anyagi rendszerek egyenletesen eloszlott μm vagy nm méretű szilárd részecskéket tartalmaznak. Az elektroeológiai folyadékok folyási tulajdonságai elektromos térrel változtathatók, míg a mágneses folyadékoknál ezen tulajdonságok megváltoztatását mágneses térrel modifikálhatjuk. (2.14. ábra)

Ha a térerősség változik a hely függvényében, akkor az erőteret inhomogénként értelmezzük. Ebben az esetben az elektromos vagy a mágneses térre érzékeny részecskék a tér bekapcsolásakor a nagyobb térerősségű hely irányába mozdulnak el. Azaz a folyadék a legnagyobb térerősségű helyek irányába mozdul el és a tér hatásának megszűntetéséig ott is marad. Itt jegyzendő meg, hogy a polimermátrixban lévő folyadék mozgását, helyét a polimerben lévő kényszerek határozzák meg. A külső tér segítségével a folyadék adott helyen tartható vagy mozgatható. Ezt a módszert a kenéstechnikában alkalmazzák olajos közegű mágneses folyadék felvitele esetén.



2.14. ábra Mágneses folyadék mágneses térben [29]

Ha a külső elektromos vagy mágneses tér változatlan térerősséggel tölti ki a geometriai teret, akkor a térerő homogénnek tekinthető. A tér erőssége nem függ a pozíciótól. Így a tér minden pontjában ugyanakkora a térerősség. Ilyen esetben a mágneses és az elektorreológiai folyadékok másfajta viselkedést mutatnak, mivel a szilárd részecskékre nem hat a külső tér mozgató ereje. A részecskék elektromos vagy mágneses térben polarizálódnak, az indukált dipólusaik kölcsönhatása következtében láncszerű aggregátumokat képeznek. Az elektromos tér megszüntetésével rövid időn belül visszaáll az eredeti egyenletes eloszlás. Az elektorreológiai folyadékok konzisztenciája elektromos térrel igen széles határok között változtatható: a kis viszkozitású folyadéktól a szilárd anyagok tulajdonságait mutató gél állapotig. Hasonló folyamat zajlik le a mágneses folyadékok esetén mágneses tér hatására. A folyadék–szilárd „állapotváltozás” mindkét irányban gyorsan megy végbe [26,31].

Ezek a gyorsan végbemenő folyamatok és anyagi tulajdonságok arra engednek következtetni, hogy a jövőben a hagyományos lengéscsillapítókat, kuplungokat, egyéb erőátviteli rendszereket, fékeket, rezgéscsillapítókat a mágneses és elektorreológiai folyadékok által működtetettek váltják fel. Ezen kívül a „soft” robotikában, főlengéscsillapításban, részecske-bevonatok képzésében, hordozóközegek optimalizálásában jelentős előrelépést jelenthetnek ezen anyagok alkalmazása [29].

Mivel a lágy anyagokat mechanikai hatásokkal szemben kis tehetetlenség jellemzi, aminek következtében ezek az anyagok folyékonyak vagy képlékenyek. Az anyag keménységének és mechanikai ellenálló képességének elektromos és/vagy mágneses terekkel történő megváltoztatása hosszútávon jelentősen csökkenthetné a felhasználandó anyagok mennyiségét és növelhetné az alkalmazási lehetőségek számát [26,29,31,32].

2.2.3 Intelligens polimergélek

Fenomenológiai jellemzőik alapján géleknek nevezzük azokat az anyagokat, amelyek a.) két vagy több komponensből állnak, és amelyek közül az egyik egy folyadék, mely jelentős mennyiségben található meg az összetételben, illetve b.) lágy, szilárd vagy „szilárdszerű” anyagok [33]. A jelenlegi meghatározás szerint a gélek olyan kolloid rendszerek, melyek kohezívek, azaz összefüggő vázszerkezettel rendelkeznek, így tehát alaktartók, nem túl nagy mechanikai behatásra rugalmasan viselkednek.

A gélek több típusát különböztethetjük meg a közeg halmazállapota és az átalakulás reverzibilitása illetve irreverzibilitása alapján. Az ún. liogélek (amelyek lioszorból, illetve kolloid oldatokból keletkeznek) jellemzője a rendkívül magas folyadéktartalom. A xerogélek a liogélek kiszáradt változatai. A hagyományos aerogélek szilárd részecskék gázfázisbeli összekapcsolódása révén jönnek létre. Makromolekulás (fehérje) gél pl. a kocsonya, micella gél pl. a szappandarabka. Mikrofázis gél (kolloid halmaz): bármely analitikai csapadék gélje, pl. króm-hidroxid gél. Amennyiben a gélből újra szol, illetve kolloid oldat létesíthető a hőmérséklet emelésével, akkor reverzibilis gélekről beszélünk. Ezekben az esetekben csak másodrendű (fizikai) kötések tartják össze a részecskéket, éppen ezért fizikai géleknek is nevezik azokat. (pl. kocsonya, szappan-gél) A tojásfehérje sütésével például irreverzibilis (kémiai) gél keletkezik. Az irreverzibilis koherens rendszerek közé sorolhatók a nagy belső felülettel bíró porózus adszorbensek. Ilyen esetben mindkét fázis folytonos vázat alkot, a kolloid részecskék elveszítették egyedi mivoltukat, és mindkettő nagymértékben deformált, ezért a difform rendszerek közé soroljuk azokat [34].

A polimergélek olyan rendszerek, amelyek átmenetet képeznek a szilárd és a folyadék halmazállapot között. Jellemző tulajdonságaik, hogy alaktartók és könnyen deformálhatók. Az alaktartás a gélben lévő polimervázon alapszik. A jelentős mennyiségű folyadék megakadályozza a laza térhálós szerkezet összeomlását és a folyadék spontán „kifolyását”. A polimergélekre jellemző, hogy környezetükkel egyensúlyban vannak. Az egyensúlyi térfogat a folyadékmolekulák duzzasztó (ozmotikus) hatásának és a polimer molekulákban ezen deformáció ellen ébredő visszahúzó erő hatásának a következménye.

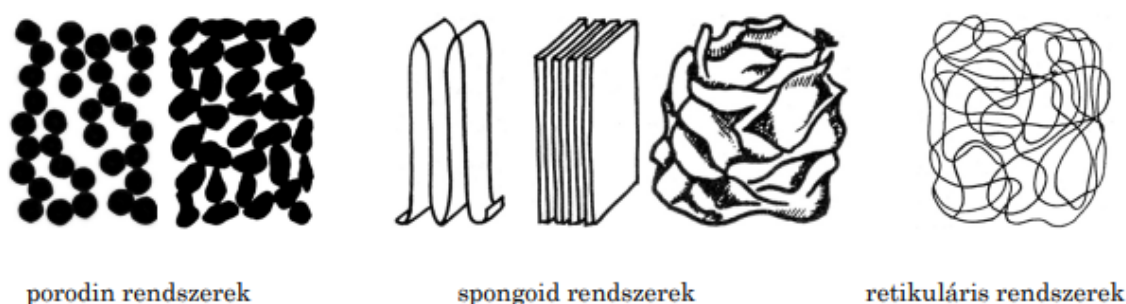
Egyensúlyban e két hatás éppen kompenzálja egymást. A környezeti paraméterek (hőmérséklet, elegyösszetétel, pH stb.) változására a gél térfogatának változtatásával válaszol. E térfogatváltozás lehet folytonos vagy az elsőrendű fázisátalakulásokhoz

hasznos ugrásszerű változás, melyet gélkollapszusnak nevezünk [35]. Több gélre jellemző, hogy a gél szerkezetétől függő kritikus hőmérsékleten a térfogatuk a hőmérséklet igen kis megváltoztatására rendkívüli mértékben reagál, azaz a hőmérséklet változtatásával a gél térfogata is változtatható.

A gélkollapszus előidézhető a hőmérsékleten kívül még a pH, az elegyösszetétel megváltoztatásával, bizonyos ionokkal, valamint fény és elektromos tér alkalmazásával. A gélkollapszus, vagy ennek ellentéte, a nagymérvű duzzadás révén a gél térfogata, optikai, mechanikai és transzport tulajdonságai is hirtelen és jelentős mértékben megváltoznak.

A polimer gélek tulajdonságai általában a gél alkotó polimerek szerkezetétől, valamint a rendszer és az oldószer kölcsönhatásától függenek. A polimer rendszer mozgékonyágát a térhálós szerkezet korlátozza [36].

A gélek nagyon sokféleképpen csoportosíthatók. Morfológiai szempontból – a Buzágh Aladár-féle felosztás szerint - három alapvető szerkezet típus különböztethető meg, melyek a következők: porodin (pórusos), spongoid (szivacszerű) és a retikuláris (hálós) rendszerek. (2.15. ábra)



2.15. ábra A polimergélek fontosabb morfológiai típusai [37]

A porodin rendszerek kolloid diszperziók izodimenziós részecskéinek összenövéséből jönnek létre összekristályosodás révén. A spongoid rendszerek vékony hárttyák (lamellák) szabályos vagy szabálytalan összegyűródése által jönnek létre. A retikuláris rendszerek pedig rostok, szálak rendezett vagy rendezetlen kötegei, kuszált szövetei (fibrilláris rendszerek) [37].

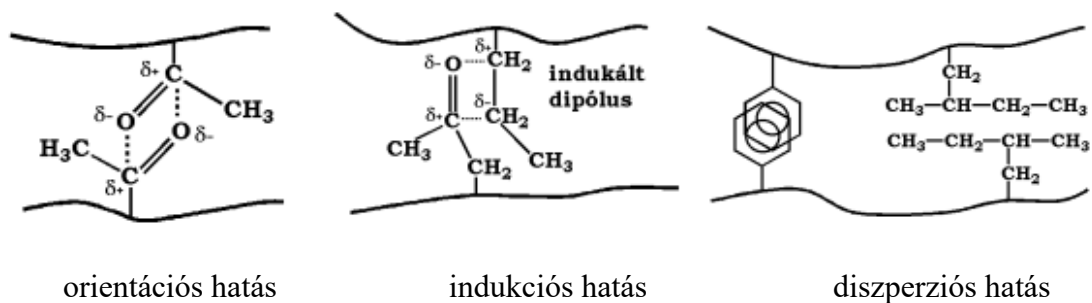
A polimer gélek általában képződési folyamatuk alapján oszthatók fel kémiai gélekre és fizikai gélekre (2.17. ábra). A kémiai polimer gélek vázát elsőrendű kémiai kötések tartják össze. Az ilyen polimerek könnyen előállíthatók térhálósítással. A kémiai gélekkel ellentétben a fizikai gélek nem járnak kémiai kötések kialakulásával, hanem a vázat másodrendű intermolekuláris kölcsönhatások hozzák létre [36,37].

2.2.3.1 Fizikai polimer gélek

A fizikai polimer gélek a polimerlánc ismétlődő egységeinek ideiglenes összekapcsolódása révén jönnek létre. Bár a vázát gyenge másodlagos kötőerők alkotják, melyek kevésbé stabilak, ennek ellenére alaktartók maradnak. A fizikai polimer gélek tulajdonsága, hogy melegítés hatására a hőmérséklet emelkedésével a kötőerők felbomlanak, a polimer gél pedig diszperz rendszerre rendeződik át. Ha a rendszerbe való külső beavatkozást, azaz a hőbevitelt megszüntetjük, újból polimer géllé alakul vissza az anyag. Ez a reverzibilis átmenet a szol-gél állapot.

A vázát az atomok közötti vonzóerők, azaz a másodlagos kötések tartják össze, melyek a kötéserősség nagysága szerint három csoportba sorolhatók (2.16. ábra):

- (1) Dipólusos (vagy Keesom-) erők: A dipólus-dipólus kölcsönhatás, azaz elektrosztatikus vonzás két állandó dipólusmomentummal rendelkező molekula között jön létre, ennek a hatásnak révén alakul ki az orientáció.
- (2) Indukciós (vagy Debye-) erők: A poláros molekulák által kifejtett erők befolyásolják az apoláros - eredetileg molekuláris szinten is semleges, dipólusokat nem tartalmazó molekulákat. A dipólus elektromos mezeje kölcsönhatásba lép az apoláros molekula atommagjának és elektronjainak töltésével, és azok kis mértékű elmozdulását hozza létre, ezáltal az eredetileg apoláros molekula dipólussá válik. Azaz az egyik molekula dipólusa polarizálja a szomszédos molekulát. Ezt a jelenséget nevezik indukciónak, és a kialakuló dipólust indukált dipólusnak. A dipólusos molekula és az indukált dipólussal rendelkező molekula közötti kölcsönhatás eredménye az indukciós erő.
- (3) Diszperziós (vagy London-féle) erők: Minden molekulánál létezik egy időben változó (indukált) dipólusmomentum, amelynek az átlaga hosszabb időre és az összes molekulára nézve nulla. Ez a dipólusmomentum az elektronok és magok pillanatnyi fluktuációjából adódik. Ezek a pillanatnyi fluktuációk a szomszédos atomok elektronfelhőjének megzavarásához vezetnek. Az ilyen módon kialakuló vonzó erők a diszperziós erők, melyek minden molekulában jelen vannak. A diszperziós erők függetlenek a hőmérséklettől. [38, 39].



2.16. ábra A fizikai polimer géleket összetartó Van der Waals-kölcsönhatások megjelenési formái [37]

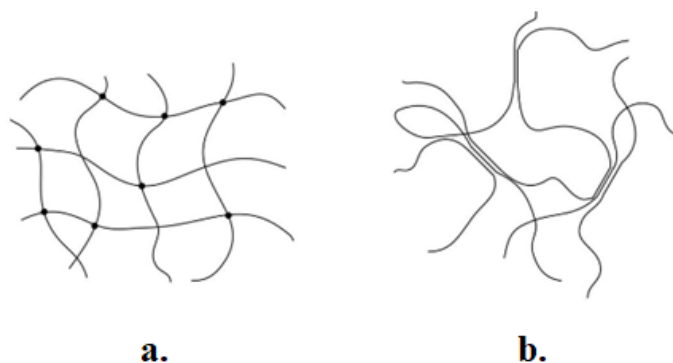
Amennyiben a polimermolekulák között hidroxil- vagy aminocsoportok is vannak, úgy erősebb stabilitás és alakállandóság jöhet létre a gél vázát illetően. Ennek oka a hidrogénhidak kialakulása. Amennyiben a vázmolekulákon olyan csoportok vannak jelen, melyek ellentétes töltéssel rendelkeznek, akkor elektrosztatikus kölcsönhatások révén még nagyobb mértékű alakállandóság tapasztalható. Neutrális fizikai polimer gélek esetén az elágazó, hosszú oldalláncú molekulák összekuszálódása is elősegítheti a gélképződést [37].

2.2.3.2 Kémiai polimer gélek

A kémiai polimer gélek olyan anyagok, melyek rendelkeznek egy polimer halóval amelynek üregeiben, csatornaiban folyadék van. A rendkívül stabil, végtelen molakulatömegű térhálóval rendelkező kémiai polimer gél szerkezete csak kémiai úton bontható meg. A kémiai polimergélek kétféleképpen állíthatók elő:

- a) egylépcsős vagy direkt eljárással, melynek során különféle polireakciókban (pl.: polimerizáció, polikondenzáció, poliaddíció) monomereket vagy monomerelegyeket használnak fel, melyeknek átlagos funkcionalitása kettőnél nagyobb vagy
- b) kétlépcsős vagy utólagos térhálósítási eljárással, melynek során a lineáris polimerek láncai között elsőrendű kémiai kötést hoznak létre térhálósító anyagok vagy bizonyos esetekben besugárzás révén.

A polimergélek egy speciális csoportját alkotják a külön gélesedési mechanizmussal létrejövő hibridgélek. [37,40].



2.17. ábra Kémiai (a) és fizikai (b) térháló felépítése [37]

2.3 Kompozit elasztomerek

Az ipari felhasználásra kerülő anyagokkal szemben támasztott folyamatosan növekvő követelmények rendkívül nagy kihívást jelentenek a kutatóknak.

A kompozitok olyan inhomogén, több összetevőből álló anyagok, melyeket olyan kedvező tulajdonság-kombinációk elérése érdekében hoznak létre, amilyenekkel ezen anyagok egyike sem rendelkezik külön-külön [41-43].

Kompozit anyagok a természetben is megtalálhatók. Ilyen például a fa és a természetes textíliák, amelyek a lignin és a hemicellulóz mátrixaként jönnek létre, megerősítésüket pedig a rost biztosítja. A csont szintén kompozit, amely a kollagén és a hidroxipapatit erősítő mátrixára épül. Ennek ellenére szerkezeti anyagként való tudatos alkalmazásuk csak az utóbbi évtizedekben kapott nagyobb hangsúlyt. A mesterségesen előállított kompozitok rendkívül szerteágazó összetételeket, felépítéseket mutatnak. Gyakori a különböző (hőre lágyuló vagy hőre keményedő) polimerekkel társított rendszerek alkalmazása, melyeknek a mátrixa polimer, és megfelelő erősítő fázist adagolnak hozzájuk. Így a kompozitok jellemzői széles határok között modifikálhatóak; a célnak megfelelőbb tulajdonságok érhetők el velük. A megfelelő mátrix, valamint erősítőanyag pontos megválasztásával az igények szerint változtatható a kompozit anyag szilárdsága, merevsége, korrózióállósága, sűrűsége stb. A polimerek merevsége és szilárdsága töltőanyagok, egyéb erősítő fázisok adalékolásával növelhető, ütésállóságuk általában viszont ezzel egy időben nagymértékben csökken [44].

A kompozitok az anyagok külalakja alapján lehetnek szemcsés, szálas és réteges kompozitok. Ha az erősítő részecskék eloszlása egyenletes, akkor a szemcsés kompozitok izotrop (iránytól független) tulajdonságokkal rendelkeznek. A szálas kompozitok

izotropok vagy anizotropok. A réteges kompozitok viszont minden esetben anizotropok (azaz a tulajdonságok az iránytól függően változnak) [41].

Munkám során elasztomereket használtam mátrix anyagként. Az elasztomerek nagy rugalmasságú polimerek, amelyek rugalmassága a töltőanyag mennyiségétől és minőségétől is függ. A ferromágneses részecskékkel töltött polimergeleket ferrogéleknek nevezzük. A külső mágneses térben előállított ferrogélek anizotrop mágneses és mechanikai tulajdonságokkal bírnak. Ezek az anyagok mágneses térre makroszkopikus paramétereik megváltozásával képesek reagálni. Kutatásomban kitértem az elektromos térre érzékeny kompozit elasztomerek vizsgálatára is.

2.3.1 Magnetoreológiai elasztomerek (MRE)

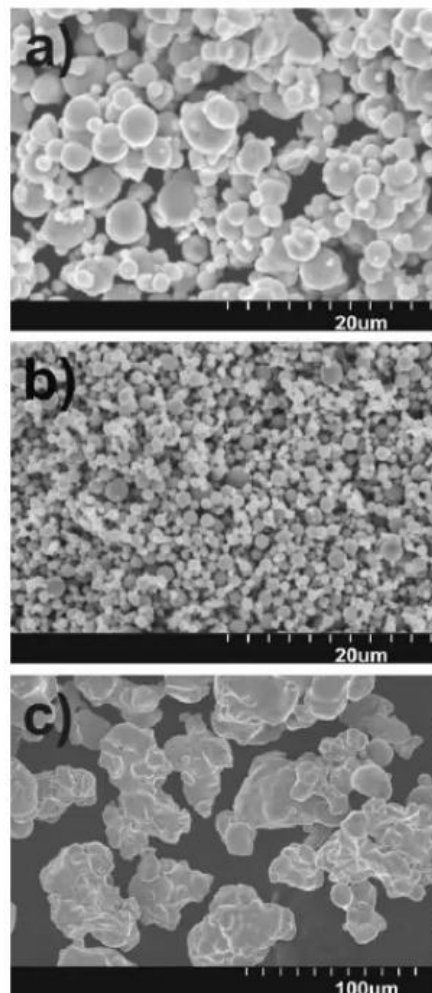
A környezetük változásaira reagáló intelligens anyagok kiemelkedő szerepet játszanak a modern multifunkcionális anyagok között. Számos ilyen kompozit anyag van ma már, ahol szilárd töltőanyagokat ágyaznak be egy térhálósított polimer mátrixba. A szilárd részecskék mágneses vagy dielektromos tulajdonságaitól függően a makroszkopikus válasz (pl. reológiai, mechanikai stb.) külső mágneses vagy elektromos térrel (vagy speciális esetekben a kettő kombinációjával) stimulálható. A makroszkopikus válasz a tér-részecske közötti kölcsönhatás miatt jön létre. Elsődleges kölcsönhatás a molekulák közötti kölcsönhatás, amit perturbációként a molekulák közötti kölcsönhatás és a polimermátrix befolyásol. [45]. Tehát a válasz nagymértékben függ a polimer mátrix rugalmasságától is. A ferrogélek például kifejezett mechanikai választ mutatnak, ami a lazán térhálósodott polimerhálózat alacsony rugalmasságának köszönhető [46,47]. Mint azt kísérleti vizsgálatok kimutatták, a ferrogél testek viszonylag nagy (40%-os vagy még nagyobb) deformáción mehetnek keresztül, amikor mágneses térnek teszik ki őket [48]. Másrészt a magnetoreológiai elasztomerekben (MRE) a mágneses részecskék magas polimerizációs fokú mátrixokhoz kötődnek, amely viszonylag nagy rugalmassági modulussal rendelkeznek, ezért a tér által kiváltott mechanikai válaszuk csökken (néhány %-os).

Az intelligens anyagok egy csoportja a magnetoreológiai elasztomerek (MRE-k), amelyek mágnesezhető részecskéket (jellemzően μm méretű vasrészecskéket) tartalmaznak, amelyek kompozit anyagként rugalmas polimer mátrixba ágyazódnak és fizikai vagy mechanikai tulajdonságai mágneses tér hatására megváltozhatnak. A részecskék tulajdonságai (anyagtípus, átlagos részecskeméret, méreteloszlás, alak,

elrendeződés stb.) jelentősen befolyásolják a mechanikai tulajdonságait. Ezek az anyagok a külső mágneses tértől függően megváltoztatják reológiai tulajdonságaikat [49-53].

Az MRE-ket általában úgy állítják elő, hogy μm méretű mágneses részecskéket kevernek gumiszerű mátrixokba. A részecskék általában vasrészecskékből származnak, amelyek nagy permeabilitással, alacsony maradékanyaggal és erősen telített mágnesezettséggel rendelkeznek.

1996 óta az MRE-ekhez használt mágnesezhető részecskéket, azaz töltőanyagokat jól ismert vegyipari cégek állítják elő, mint például a BASF (karbonilvas, gömb alakú, 1-20 μm); ISP (karbonilvas, gömb alakú), Hoganas (vaspor, szabálytalan alakú, 20 μm felett) és Sigma-Aldrich (karbonilvas/vas-pentakarbonil). Ezeken kívül még más gyártók is állítanak elő töltőanyagokat az általuk kifejlesztett mérettartományokkal és alakokkal (pl. PYRON, Fluka, stb.) (ld. 2.18. ábra)



2.18. ábra Az MRE-hez használt mágneses részecskék SEM-képei: (a) karbonil-vas 6–9 μm (Fluka), (b) karbonil-vas HQ 1–2 μm (BASF) és (c) 70 μm vaspor (PYRON) [53]

A kompozit elasztomer hordozó anyagaként szilikongumit (RTV és HTV), természetes gumit, szintetikus gumit és poliuretánokat használnak. Látható, hogy az alapelasztomerek változhatnak, de leggyakrabban polidimetil-sziloxánt (PDMS) használnak mátrixanyagként. A magnetoreológiai folyadékokban előforduló részecskeméret- és alakproblémákkal szemben, az elasztomer mátrixba elhelyezkedő szabályos, vagy akár szabálytalan alakú mágnesezhető részecskékre nem jellemző részecske ülepedés. Így tehát kijelenthető, hogy ezek az anyagok nem okoznak ülepedési és szivárgási problémákat [54-56].

Jung és társai MRE-k dinamikus nyíró tulajdonságait vizsgálták különböző terhelési körülmények között. Kiemelten kutatták a nyomás-nyírás típusú összetett igénybevételek hatásait az MRE-ken, mivel ez az igénybevételei forma jelenik meg a leggyakrabban különböző mérnöki rendszerekben és szerkezetekben. Céljuk épületszerkezeteket tartórendszerének alapszigetelési megoldása volt, ehhez pedig olyan MRE mintákat készítettek, melyeknél kutatták az MRE-k alakváltozási sebesség- és állandó kezdeti nyomóterhelés hatásait a mágneses fluxussűrűség változtatásával végzett nyíróterhelési vizsgálat segítségével. A vizsgálat során a mintákat 14% mértékben előre összenyomták, majd így, ebben az előterhelt állapotban vizsgálták a nyíróválaszát. Ezenkívül megvizsgálták az MRE-k alakváltozási sebesség-hatásainak függését a terhelési frekvenciától és az alakváltozás amplitúdójától. Mindehhez kétkomponensű elasztomergyantát keményítettek ki 30 V/V%-ban, 10 μm méretű vasrészecskékkal egy téglalap alakú prizmaformában. (ld. 2.19. ábra) A nyírási vizsgálat során a mágneses tér változtatásához olyan szerkezetet terveztek, mely lehetővé tette az egyenletes mágneses tér változtatását. A vizsgálati eredmények azt mutatták, hogy az MRE-k rugalmassági modulusa a deformációs sebesség és a mágneses fluxus növekedésével egyaránt növekszik. Tehát ez alapján megállapítható, hogy az MRE-k műszaki alkalmazásokban való felhasználása során a deformációs sebesség és az állandó kezdeti nyomóterhelés hatásának figyelembevétele elengedhetetlen [56].



2.19. ábra Vasrészecskéket és elasztomergyantát tartalmazó minta [56]

Kumbhar és társai [57] a Sylgard's 184 szilikonelasztomert választották hordozóanyagként MRE dinamikus csillapítású rugóhoz, mivel ez a mátrixanyag állandó sebességgel köt - függetlenül a keresztmetszeti vastagságtól-, széles hőmérséklettartományban alkalmazható ($-45\text{ }^{\circ}\text{C}$ -tól $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ig), a zsugorodás minimális a kötés idején, exoterm reakció nem következik be a kötés során. A kísérletükben használt Sylgard's 184 két részből állt, nevezetesen A részből és B részből. Az [A] rész az alap, míg a [B] rész a kötőanyag, melyeket 10:1 arányban keverték össze. Két mintát 20 m/m% vasporral készítettek 60 mm hosszú és 20 mm szélességű, 10 mm vastag és 15 mm vastag (A blokk és A1 blokk). További két MRE formát pedig 30 m/m% vasporral készítettek az előző méreteknek megfelelően (B blokk és B1 blokk). (2.20. ábra)



2.20. ábra MRE minták [57]

Mordina és munkatársai [58] vizsgálták a térhálósított polidimetil-sziloxán elasztomer (PDMS) és ferromágneses FeCo_3 nanorészecskéken alapuló bimetál ötvözet nanokompozitok magnetoreológiai (MR) tulajdonságait. A PDMS szilícium alapú szerves polimerek közé tartozik. Jellemzője, hogy szobahőmérsékleten átlátszó szilárd vegyület, mely alig reakcióképes. Viszkoelasztikus tulajdonságának köszönhetően lassú,

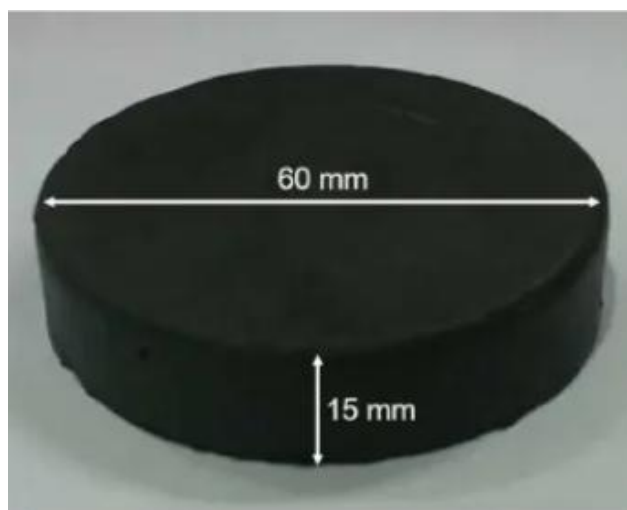
hosszan tartó erőhatás, illetve magas hőmérséklet esetén folyadékként viselkedik. Viszont gyors, nagy erő hatására rugalmas tulajdonságokat mutat. Ezen tulajdonságainak köszönhetően a félkristályos szilikonelasztomerünk olvadási tartománya szobahőmérséklet alatt van (kb. 230 K), ami nagyobb, mint az üvegesedési átmeneti hőmérséklet T_g (kb. 150 K) [59]. Tulajdonságait tekintve rendkívül pontos mérésekre is alkalmazható. A PDMS anyagok felhasználása széles körben elterjedt. Akár mikroelektromechanikai (MEMS) rendszerek esetén is alkalmazható anyagnak számítanak.

Burgaz és társa [60] etilén-propilén-dién-monomerből (EPDM), koromból és két különböző μm méretű vasrészecskéből (karbonil vaspor (CIP) és normál vaspor (BIP)) álló izotrop magnetoreológiai elasztomereket állítottak elő olyan dinamikus autóiipari alkalmazásokhoz, mint amilyenek például a hangelható motortartók, a rezgéscsillapítók és a felfüggesztési perselyek.

Kaleta és munkatársai [61] hőre lágyuló mátrixokkal rendelkező magnetoreológiai kompozit anyagok előállításának folyamatát vizsgálták. Ehhez CTS Cousin-Tessier cts által gyártott Téfabloc TO.22230A-t választották a legmegfelelőbb mátrix anyagnak, ami egy TPE-S polimer. A hordozó anyag ez alapján az SBS (sztírol-butadién-sztírol) és a SEBS (sztírol-etilén-butadién-sztírol) hidrogénezett blokk-kopolimer paramétereit egyesíti, melynek jellemzője, hogy ellenáll a savaknak, lúgoknak, mosószereknek, oxidációnak és ózonnak, az UV sugárzásnak és az időjárásnak; illetve jó hőállóságot mutat.

Az MRE előállításánál kiemelkedően fontos a forma kiválasztása vagy meghatározása. Ez azért szükséges, mert az MRE-k gyártásakor figyelembe kell venni a későbbi felhasználás céljait és körülményeit. Például, ha az MRE-t egy adott rezgéscsillapítórendszerhez vagy aktuátorhoz tervezik, a forma megválasztása befolyásolhatja az anyag reológiai tulajdonságait és hatékonyságát.

Chenglong Lian és társai [62] a MRE sűrűlódási és kopási tulajdonságait vizsgálták különböző rezgési körülmények között. Ennek érdekében korong alakú és szilikon alapú vizsgálati mintákat készítettek. (2.21. ábra)



2.21. MRE minta méretmegadásokkal [62]

Az öntőformák kulcsfontosságú szerepet játszanak, mivel ezek olyan alakzatok vagy szerkezetek, amelyek meghatározzák az elkészülő MRE alakját és tulajdonságait. Az öntőformák lehetővé teszik az anyag precíz formázását és kialakítását, hogy az megfeleljen a tervezett célkitűzéseknek. Például, az MRE-k öntőformái lehetnek különféle alakúak és méretűek, attól függően, hogy milyen végfelhasználási területen kerülnek beépítésre, alkalmazásra.

A magnetoreológiai hatás a mágneses részecskék közötti mágneses dipóluskölcsönhatásokon alapul [63]. Külső mágneses tér hatására a mágneses pólusok a mágneses tér irányába vonzzák egymást, és így láncokat alkotnak. A részecskék nem mozognak olyan szabadon, mint a magnetoreológiai folyadékokban, ezért az így kialakult láncok nem túl erősek, ennek ellenére mégis képesek befolyásolni a szerkezeti és a mechanikai tulajdonságokat, azaz mágneses tér jelenlétében az MRE-k olyan hatást fejtenek ki, amelyek térfüggő fizikai vagy mechanikai tulajdonságot mutatnak. Ez alapján érzékelhető, hogyha a teret eltávolítják, az MRE-k visszakapják eredeti tulajdonságaikat [64,65].

A magnetoreológiai anyagok (MR) csoportjába sorolhatók a magnetoreológiai folyadékok (MRF), a magnetoreológiai gélek és elasztomerek illetve a magnetoreológia habok (MRH) [57]. Az első MRE-kutatást Rigbi és Jilken [65] végezte 1983-ban, de az alapvető magnetoreológiai hatást az 1940-es években fedezték fel mágneses folyadék esetében. Az MRE-ket a magnetoreológiai folyadékok (MRF) szilárdtest változataiként kell értelmeznünk. Leküzdik az MRF-ekkel kapcsolatos főbb problémákat, mint például a vasrészecskék lerakódását, a tömítési problémákat és a környezetszennyezést. Az ilyen előnyök nagy lehetőségeket kínálnak az MRE-k számára a különféle mérnöki területeken

használható intelligens eszközök tervezésére, különösen azokon a területeken, amelyek a rezgéscsökkentést, a szigetelést és az elnyelést foglalják magukban. Általában az MRE-k egyedi térfüggő anyagtulajdonságot mutatnak, amikor mágneses térnek vannak kitéve. A közelmúltban az MRE-k érzékelési viselkedésének tanulmányozása robbanásszerűen megjelent a mechanikai és a mágneses jelek érzékelésére.

Mágneses térben a részecskék a mágneses térerősség vonalakkal párhuzamosan állnak be [63]. Ezt a tendenciát alkalmazták számos olyan magnetoreológiai elasztomer előállítására, amely láncszerű mikrostrukturákkal rendelkeznek, mivel az elasztomer mátrix megőrzi a részecskék illeszkedését a kikeményedési folyamat után. Mágneses térben az MRE-k rugalmassági modulusa milliszekundumok alatt jelentősen megnövelhető. Ez az egyedülálló mechanikai tulajdonság teszi őket potenciálisan alkalmassá a szerkezetek és rendszerek lökés- és rezgésszabályozására [66].

Az MRE-k előnyös tulajdonságai, hogy széles frekvenciatartományban működhetnek, elviselik a nagy nyírási deformációkat és nagyon gyors, ezredmásodperces nagyságrendű válaszütemmel rendelkeznek [55].

A diszpergált fázis részecskemegoszlása a MRE-kben lehet izotrop (homogén) [67], illetve anizotrop (strukturált) [68, 69].

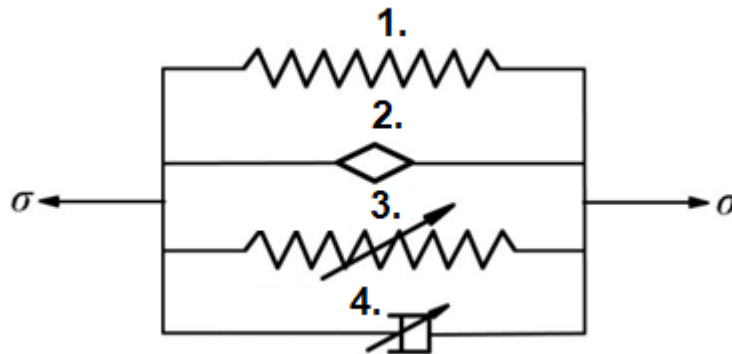
A külső mágneses tér nélkül előállított homogén izotrop MRE mintáknak részecskeeloszlásuk van. Viszont, ha a kikeményedési folyamat során külső mágneses tér is alkalmazunk, elkezdenek a részecskék a mágneses tér irányában rendeződni, melynek eredményeképpen részecske láncok vagy vastagabb lánc-aggregátumok alakulnak ki. Az így létrejött mintákat anizotrop MRE-knek nevezik. Az anizotrop MRE-k dinamikus tulajdonságai a mátrixtól, a részecsketartalomtól és a mágneses tértől függenek. Ezen minták jellemző viselkedése viszkoelasztikus, melynek oka visszavezethető a kompozit anyag fő összetevőjének, azaz mátrixának jellegére: szilikongumi vagy természetes gumi. Ez alapján modellezhető az MRE anyagok viselkedése - kombinálva különböző elemeket-, dugattyúkkal és rugókkal különböző konfigurációkban. A több elemet tartalmazó reológiai modelleket azért alkalmazták, hogy a vizsgálatok során több, egymástól eltérő hatást is figyelembe lehessen venni. Itt jegyzendő meg, hogy végtelen mennyiségben nem szabad növelni a paraméterek számát, mivel túlillesztetté válik a rendszer.

Agirre-Olabide és munkatársai [70] egy négyparaméteres modellt használtak az izotrop MRE-k viszkoelasztikus viselkedésének szimulálására. Ehhez hatféle részecsketartalmú mintát állítottak elő karbonilvas-por részecskék -szobahőmérsékleten

történő kikeményítésével - szilikongumi mátrixba ágyazásával. A minták elemzését az Anton Paar cég gyártotta Physica MCR 501 típusú reométerrel végezték. Az összes mintát lineáris viszkoelasztikus tartományban frekvenciasöpréssel tesztelték, ami egy olyan mérési technika, amely során állandó amplitúdó mellett egy adott tartományban lévő frekvenciákat használva mérték a rendszer válaszát a frekvencia változására. Megállapították, hogy a maximális csillapítás a frekvenciával és a mágneses térrel növekszik, viszont független a hőmérséklettől.

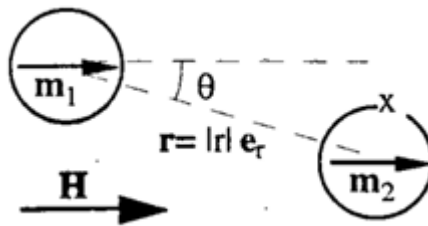
Xu és munkatársai [71] egy Kelvin- és Maxwell-modellt segítségével egy magasabb rendű frakcionális derivált (hétparaméteres) modellt dolgoztak ki. Céljuk az építészetben is alkalmazható viszkoelasztikus (VE) lengéscsillapító konstrukciója volt. Ehhez nitril-butadién-gumi (NBR) mátrixon és szilikongumi (SR) mátrixon alapuló VE lengéscsillapítókat teszteltek. Az NBR- és SR-mátrixokon alapuló VE-csillapítók mechanikai tulajdonságainak tisztázása érdekében alakították ki hétparaméteres modelljüket, amely egyszerre veszi figyelembe a hőmérséklet és a frekvencia hatását. Az ezzel a modellel kapott numerikus eredmények összhangban vannak a kísérleti eredményekkel.

Általánosságban elmondható, hogy az MRE mechanikai viselkedése mágneses indukált viszkoelasztikus tulajdonságként írható le. Zhu és munkatársai [72] egy magnetoviszkoelaszticitási paraméteres modellt fejlesztettek ki ezeknek a jellemzőknek a megadására. Ebben a modellben egy rugóelem, egy lengéscsillapító elem, egy nemlineáris rugóelem és egy további analóg lengéscsillapító elem párhuzamosan van összekapcsolva. (ld.2.22. ábra) Mindehhez kétféle, különböző mátrixú MRE-t, összesen körülbelül 12 mintát állítottak elő karbonilvaspor és adalékanyagok keverésével, majd állandó mágneses tér alkalmazásával keményítenek meg a mintákat. Ezen MRE-minták fizikai és dinamikus viszkoelasztikus tulajdonságait különböző mágneses terek, amplitúdók és frekvenciák tekintetében értékelték. A kísérleti eredmények azt mutatták, hogy az MRE-k merevsége változó. A mágneses viszkoelaszticitási paraméteres modellt a kísérleti és numerikus eredmények összehasonlításával igazolták.



2.22. ábra Mágneses indukcióval létrehozott viszkoelasztikus paramétermodell MRE-hez (1. rugóelem, 2. lengéscsillapító elem, 3. nemlineáris rugóelem, 4. analóg lengéscsillapító elem) [72]

Anizotrop MRE-k tulajdonságait vizsgálva számos modell feltételezte, hogy a kikeményedési folyamat során tökéletesen igazodó láncok jönnek létre. Jolly és társai két részecske kölcsönhatását dipólus-dipólus momentumok segítségével vizsgálták. (2.23.ábra)



2.23. ábra Két részecske mágneses kölcsönhatása [73,74]

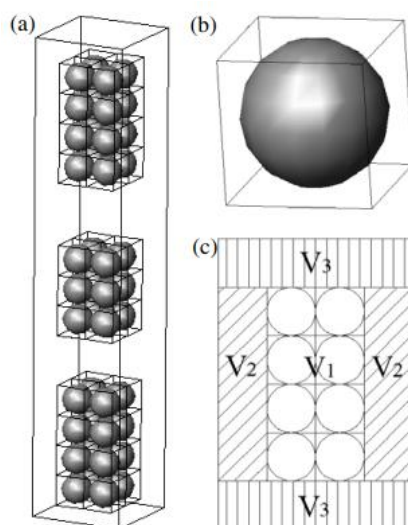
Bica és munkatársai [75] a dipólus-mágneses momentumos megközelítést és az ideális rugalmas test modelljét használták, ahol az MRE-t folytonos lineáris testnek tekintették.

Modelljükkel kísérleti úton bizonyították, hogy egy MRE-ből készített henger alakú rúd összenyomódását befolyásolja a hosszanti mágneses tér intenzitása, és a MRE minta Young-modulusa a hosszanti mágneses tér H intenzitásával növekszik.

Dong és munkatársai [76] a Maxwell–Garnett keverési szabály alapján számított, permeabilitáson alapuló elméleti modellt dolgoztak ki a mágneses részecskékből álló láncszerű struktúrákra.

Chen és munkatársai [77] anizotrop magnetoreológiai elasztomerek mikroszerkezetét és viszkoelasztikus tulajdonságait vizsgálták. A mérési eredményeik azt mutatták, hogy az anizotrop MRE-k mechanikai tulajdonságai jelentősen függenek az előállítás során

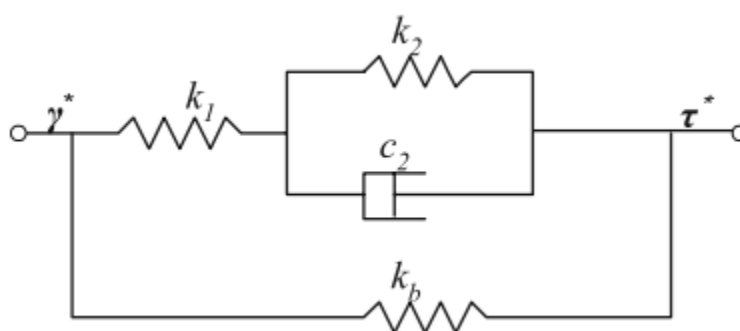
alkalmazott mágneses fluxussűrűségtől. A mikroszerkezetek és a viszkoelasztikus tulajdonságok közötti kapcsolatok leírására pedig egy véges oszlopos modellt javasoltak a tér okozta nyírási modulus szimulálására. (2.23. ábra)



2.23. ábra A (a) blokk, (b) bázis részecskeegység és (c) a blokkban lévő részecskeoszlop tengelyeivel párhuzamos szakasz vázlatos ábrázolása [77]

Az izotrop és anizotrop MRE permeabilitását végelelemes megközelítéssel becsülték meg.

A viszkoelasztikus és mágneses kölcsönhatási modellek összekapcsolásával mágneses-viszkoelasztikus modellt fejlesztettek ki, melynek klasszikus négyparaméteres magneto-viszkoelasztikus modelljét (ld. 2.24. ábra) Li és társai [78] dolgozták ki.



2.24. ábra Négyparaméteres viszkoelasztikus modell MR- és ER-elasztomerekhez (ahol c -rugóállandó, k -csillapítási tényező)[78]

Izotrop és anizotrop MRE-kre modellezték a magneto-viszkoelasztikus viselkedést. Agirre-Olabide és munkatársai [70] háromdimenziós mágneses-viszkoelasztikus modellt állítottak fel a lineáris viszkoelasztikus tartományon belüli izotrop MRE-kre,

összekapcsolva egy frakcionált derivált alapú viszkoelasztikus modellt egy mágneses tértől függő modellel. Megjegyzendő itt, hogy anizotrop MRE-kre a mágneses tér hatását is sokféleképpen modellezték.

Egy inhomogén külső mágneses tér hatására a részecskékre erők hatnak a nagyobb térerősség-gradiens irányába, de az elmozdulást korlátozza a polimer mátrix, ezért az elasztomer deformálódhat. Egyenletes mágneses térben az MRE testre nem hat húzóerő [79], és a deformációt az a részecske-részecske és a részecske-elasztikus mátrix kölcsönhatásainak összetett kölcsönhatása határozza meg. Ha izotrop MRE-ket tekintünk (ahol a részecskék véletlenszerűen oszlanak el), akkor az alapvető mikroszkopikus modell szerint a részecskék közötti csökkenő távolság miatt a mágneses tér irányában összehúzódás várható [80-82]. A teljes makroszkopikus deformációt azonban más tényezők, például felületi hatások is módosítják [83], és ennek következtében a tér irányában bekövetkező deformáció előjelét a MRE minta alakja is befolyásolja. A hosszú, hosszúka MRE-k összehúzódást mutatnak, ha a tér iránya párhuzamos a hossz tengellyel [84,85]. Másrészt az alacsony magasság-szélesség arányú MRE testek tágulnak, amint azt számos kísérleti [86] és szimulációs [87] eredmény is mutatja. Az MRE alakján kívül számos más tényező (például a részecske szerkezet [88], a részecskék alakja [89,90] stb.) is módosító hatással van a teljes deformáció előjelére és nagyságára. Ez a tér által kiváltott deformáció több célra is kihasználható. Lineáris MRE-aktuátorral mechanikus és hidraulikus erőátvitel valósítható meg, a radiális MRE-aktuátor pedig szelepként működhet [91]. A mágneses tér által okozott alak- és rugalmassági változás jelentős szerepet játszik a különböző gyakorlati alkalmazásokban.

Chen és Jerrams [92] a dinamikus MRE reológiai modelljének megalkotásához a polimer kompozitok viszkoelaszticitását, a mágneses tér indukált tulajdonságait, valamint a mátrix és a részecskék közötti határfelületi csúszást egy standard lineáris szilárdtest modellel, egy változó merevségű rugóval és egy rugó-Coulomb súrlódási csúszkával analóg módon modellezte. Az MRE-k dinamikus viselkedését a reológiai modell paramétereinek megváltoztatásával szimulálták, hogy befolyásolják az MRE-k hatékonyságát. A szimulációs eredmények igazolták a modell hatékonyságát.

2.3.1.1 Újabban alkalmazott detektálási módszerek

A deformáció vizsgálatára többféle módszer áll rendelkezésre. Zhou és munkatársai [63, 78, 93] a digitális képkorrelációs módszert (DIC, angolul: Digital Image Correlation) használták a deformáció elemzéséhez. Az eljárás során az adott területen lévő apró

inhomogenitások miatt a fény szórtan, egy jellegzetes „fehér pontokból álló” mintázatot hoz létre. Ezen mintázat pontról pontra történő elemzésével lehet vizsgálni a deformációt. A vizsgálat során a minták Young-modulusát is számolták. Az eredményeik alapján arra a következtetésre jutottak, hogy az MRE az alkalmazott mágneses tér mentén összenyomódik. Schlotter és munkatársai [95] szintén digitális képkorrelációs módszert használtak MRE-k mikroszkópos relaxációjának vizsgálatára [94]. A digitális holografikus interferometriával az MRE felületek nagy felbontással detektálható.

Borcea és Bruno [98] vizsgálták olyan összetett anyagok makroszkopikus magneto-mechanikai viselkedését, amelyek véletlenszerűen, statisztikailag homogén eloszlásban tartalmaznak ferromágneses töltőanyagokat egy nem-mágneses rugalmas mátrixban. Adott rugalmas és mágneses térhatások mellett és a magneto-elasztikus kölcsönhatásokat figyelembe véve kiszámolták ezen anyagok általános alakváltozását és a feszültség-nyúlás viszonyát, második rendig a részecskék térfogatarányában.

Borbáth és munkatársai [96] a MRE-k mikroszerkezetének kialakulását és alakváltozásait elemezték röntgen mikroszámítógépes tomográfiával (X μ CT). A CT-módszerrel az elasztomerek alakváltozása is meghatározható a kontúrvonalak detektálásával [97].

Miedzinska és társai [99] a magnetoreológiai elasztomerek szerkezetének numerikus modellezéséhez mikro- és makroszerkezeti végelem szimulációs módszereket alkalmaztak.

Az alkalmazhatóság szempontjából fontos továbbá - a deformáció mellett - figyelembe venni a rugalmassági tulajdonságokat. Mérnöki perspektívából ezen tulajdonságokat a rugalmassági modulusok értékeivel szoktuk kifejezni.

A rugalmassági modulus vagy másnéven Young-modulus az anyagra jellemző olyan állandó érték, mely az adott anyag merevségének mértékét mutatja meg. (ld. 2.1. egyenlet)

Fontos megjegyezni, hogy a rugalmassági modulus kizárólag húzásra vagy nyomásra vonatkozik.

2.3.1.2 A magnetoreológiai elasztomerek alkalmazási lehetőségei

Az MRE-k mechanikai jellemzői, viszkoelasztikus tulajdonságai és magnetostriktív hatása alapján széles körben alkalmazhatók. Ilyen felhasználási területek lehetnek például merevségre hangolható rezgésszigetelő rendszerekként, adaptív hangolható csillapítók

alkotóelemeiként, adaptív rezgéselnyelőként, szeizmikus védelmi eszközökként, rugóként, változó merevségű perselyként, erőérzékelőként, aktuátorként [100].

Az MRE-kutatások egy része a rezgési problémák megoldására irányul, amelyek az egyik fő mérnöki nehézséget jelentik a gépek és eszközök kivitelezése és működtetése során.

Waghode és Singh [101] gyártási és kísérleti vizsgálatokat végzett az MRE-k válaszanak elemzésére az áteresztőképesség és a rezgéselnyelés százalékos aránya tekintetében gyors Fourier-transzformáció (FFT) alkalmazásával. A vizsgálatban használt normálminták 15% tömegarányú vasrészecske-tartalommal rendelkeztek. Összehasonlításképpen készítettek növelt, azaz 30% tömegarányú vasrészecske-tartalommal rendelkező mintákat is. Megállapították, hogyha ugyanabban az MRE-mintában növelik a vasrészecskék százalékos arányát a normál határértékhez képest, akkor az áteresztőképesség és a rezgéselnyelés százaléka csökken.

Merevségváltoztatható rugóként használják a félaktív rezgéselnyelőkben az MRE-ket. Ebben az esetben figyelembe kell venni tervezéskor, hogy a tökéletes rezgésszabályozási hatás eléréséhez az MRE alacsony dinamikus csillapítása szükséges [57]. Kallio és munkatársai [102] aktív rezgésszabályozására magnetoreológiai elasztomerből álló rugóelemeket készítettek és vizsgálták őket dinamikus összenyomással, hogy tanulmányozzák merevségük és rezgéscsillapítási jellemzőik változását mágneses tér hatására.

Az MR-hatás és a csillapítási tulajdonságok fontos szerepet játszanak az MRE-alkalmazásokban [103].

Sokféle mechanikus vagy autóiipari berendezés rezgésnek van kitéve. Sőt, a súrlódás és a vibráció hatással lehet egymásra. Az MRE súrlódási tényezője csökkenthető mágneses térben [104]. Az MRE rezgési körülmények közötti súrlódási tulajdonságait, a normál rezgés hatását az MRE súrlódására Chenglong Lian, Kwang-Hee Lee és Chul-Hee Lee [105] vizsgálta különböző rezgési frekvenciák és amplitúdók mellett. MRE-ket gyártottak, és tesztelőt állítottak fel az MRE rezgés alatti súrlódási tesztjének elvégzésére. Az MRE-k felületi kopását és a kopás által kialakult felületi profilt is elemezték a tribológiai viselkedés értékeléséhez.

Járműüléseknek, de még motor rezgésszigetelőiként is alkalmazhatók, mivel ezek több mint 100%-kal növelhetik a rendszer sajátfrekvenciáját [55]. 1993-ban fejlesztette ki és szabadalmaztatta a Toyota Center K+F laboratóriuma azt a vasrészecskéket tartalmazó szilikongélt, mely alapján az MRE-k motortartókhoz alkalmazhatók [106]. 1996-ban

pedig a Ford Research Laboratory kifejlesztette az MRE-ket természetes és szintetikus gumiból [107]. Új, poliuretán/Si-gumi hibrid alapú MRE-k létrehozása pedig Hu és kutatócsoportjához [108] kötődik.

Az MRE-anyagok felhasználhatósága az építészet területén is jelentős. Az épületek alapszigetelése a leggyakoribb szeizmikus védelmi megoldása. A kutatások viszont kimutatták, hogy a hagyományos alapszigetelési rendszer passzív jellege miatt mindkét típusú földrengés, azaz a közeli és a távoli földrengés esetén is sérülékeny, ezért az épületszerkezetek szeizmikus válaszanak csökkentésére olyan szabályozható kiegészítő és energiaeosztó elemeket javasoltak, mint például a magnetoreológiai csillapító, a súrlódási csillapító és a hidraulikus folyadékcsillapító. Viszont ezen elemek beépítésével a rendszer összetettsége nő, ez pedig sokszor gondot jelent a tervezésében és az építésénél. A probléma megoldásként egy új, adaptív bázisszigetelőt javasolnak, melynek fő eleme - a mágneses térre érzékeny anyagtulajdonsága miatt - a magnetoreológiai elasztomer. A szerkezet alapszigetelése laminált acél- és MRE-rétegekből épül fel. Az MRE alapszigetelő hatékonyságának ellenőrzése és jellemzése érdekében kísérleti vizsgálatokat végeztek az UTS rázóasztalon. Az eredmények azt mutatják, hogy a mágneses térrel való feszültség alá helyezés után az új eszköz merevsége körülbelül 37%-kal nőhet [109].

F. Gordaninejad, M. Behrooz és X. Wang [110] vizsgálták a változó merevségű MRE-csapágyak hatékonyságán keresztül polgári épületek szeizmikus hatásainak csökkentését. A kísérlet során az MRE-csapágy egy hagyományos acél-gumi rezgéselnyelőből, mint passzív elemből és egy szabályozható merevségű MRE-ből állt. Az MRE-csapágy prototípusának szabályozhatóságát kísérleti úton vizsgálták kvázi-statisztikus és dinamikus nyírási tesztek során. Az eredmények azt mutatják, hogy mind az egyetlen MRE-csapágy, mind a négy MRE-csapágyat tartalmazó integrált rendszer a bemeneti elektromos áram szabályozásával képes növelni a merevséget, a csillapítást és a hiszterézishatást. Az MRE-csapágyak épületek szeizmikus hatásának csökkentésére való felhasználhatóságának bizonyítására egy 1:16 méretarányú, háromszintes épületet építettek, amelyben négy MRE-csapágyat helyeztek el. Az izolált épületre a méretarányos El-Centro szeizmikus földrengés gerjesztését alkalmazták. A szabályozott épületek reakciója az elmozdulás és a gyorsulás jelentős csökkenését mutatta.

Ugyanez a kutatócsoport magnetoreológiai elasztomer alapú félaktív/passzív változó merevségű és csillapítási szigetelő (VSDI) hatékonyságát vizsgálta épületrendszer esetén. A VSDI előnye, hogy az alkalmazott mágneses tér változtatásával valós időben

szabályozható. A demonstrálásra négy prototípust építettek és használtak fel egy méretezett háromszintes épületben. Szabályozási stratégiájukkal bebizonyították, hogy a VSDI jól működik épületrendszer esetében földrengés okozta mozgás során. A kísérleti eredmények azt mutatják, hogy a VSDI-k jelentősen csökkentik az épületpadlók relatív elmozdulását [55,111].

Priyandoko és munkatársai [112] a MRE rezgéselnyelőként való alkalmazását vizsgálták, mivel merevsége mágneses térrel szabályozható. Az MRE-t szilikongumi, szilikonolaj és karbonsavas részecskék összekeverésével állították elő, majd 24 órán keresztül henger alakú öntőformában keményítették. A kísérlet eredményeként kimondható, hogy a kifejlesztett MRE abszorpciós kapacitása jobb, mint a hagyományos MRE-é az idő- és frekvenciatartományban. Ezenkívül alkalmas rezgésszigetelés ellátására. Xu és Liao [113] kifejlesztett egy anaktív-csillapítás-kompenzált MRE adaptív hangolt rezgéselnyelőt.

Újabb tanulmányok a tribológia széles körű fejlődését vetítik elő, mivel az MRE változó keménysége miatt a súrlódási együttható külső mágneses térrel megváltoztatható és ez a műszaki gyakorlatban nagy előretörést jelenthet [114].

A másik terület, ahol rendkívül nagy előrelépés várható az MRE-k alkalmazásában, az az aktuátortechnikai felhasználás.

Az MRE kompozit aktuátorok távolról vezérelhetők, gyorsan reagálnak, alkalmazhatók érdes felületekhez. Mindezen előnyök ellenére a tiszta MRE-k nagyfokú lágyságuk miatt nem elég stabilak és mindig mágneses térre van szükség ahhoz, hogy megfelelően aktiválják és a kívánt pozícióban tartsák őket. Dezaki és Bodaghi [115] egy új koncepciót kínál nagy hatékonyságú, bi-stabil MRE-alapú elektroaktív kompozit aktuátorhoz. A koncepciójukat az MRE kompozitok és a vezetőképes alakmemóriájú polimerek 4D nyomtatásának (4DP) kombinációjára építették. Szilikongyantákat stroncium-ferrit mágneses részecskékkel töltöttek meg és 4D-nyomtatással egy vékony vezetőképes korom-politejsav (CPLA) réteget ágyaztak be a mátrixba. Ezzel az eljárással egy könnyű és bi-stabil kompozit aktuátort fejlesztettek ki. A kompozit aktuátor alakmemória-viselkedését, kétirányúságát és távvezérlését Joule fűtési és mágneses terek tartják fenn. Az 1,47 g súlyú aktuátor akár 200 g súlyt is képes megtartani és emelni.

A lágy aktuátorok rugalmas anyagúak, feszültséget vagy elmozdulást generálnak, amihez hő, elektromos teret vagy mágneses teret használnak. A magnetoreológiai elasztomerek ilyen típusú lágy intelligens anyagok és gyorsan reagálnak a mágneses térre. Ha a lágyságból származó anyagtulajdonság szabályozhatóvá válna, akkor mérnöki

alkalmazásokhoz felhasználhatnánk, mint például aktív rezgésszabályozó eszközökhöz vagy robotok mozgásvezérléséhez (mesterséges izmok, arckifejezés stb.) [116-118].

A mágneses-mechanikai tulajdonságok jellemzése- pl. kis alakváltozások és nagy mágneses terek esetén - még messze nem optimális, ami korlátozza az MRE-alapú eszközök hatékony tervezését [119].

2.3.2 Elektorreológiai elasztomerek (ERE)

Az elektorreológiai (ER) anyagok az intelligens lágy anyagok csoportjába sorolhatók. Ezen anyagok egyik csoportját az elektorreológiai folyadékok (ERF) alkotják, amelyek dielektromos részecskékből és nem vezető folyadékból álló összetett rendszerek [120]. Feltételezzük, hogy a részecskék permittivitása nagyobb, mint a hordozó folyadékoké.

Az elektorreológiai elasztomerek (ERE) pedig az ER anyagok másik típusát képezik.

Az elektorreológiai rendszereknél a diszpergált fázisok elrendeződésének szabályozását tudjuk végrehajtani egy dielektromos szuszpenzióban vagy kolloidban azáltal, hogy elektromos teret kapcsolunk rájuk. Ennek hatására megváltoztatjuk az anyag reológiai tulajdonságait is. Ezen rendszerek fő előnyei a néhány milliszekundumon belüli gyors reakció és a reverzibilis átalakulási folyamat, mivel ezen anyagok mikroszerkezete és makrotulajdonságai külső térrel könnyen hangolhatóak. Az ER kompozit anyagok az ER-effektuson alapulnak, melyet 1938-ban Winslow, egy mérnök Colorado Springsben (Colorado Springs, CO, USA) jegyzett fel először, - mint "elektroviszkózitási hatást"-, miközben a szennyezett olaj tisztítási folyamatát tanulmányozta. 1949-ben Winslow megpróbált néhány módszert, hogy több különböző szilárd részecskét diszpergáljon olajban annak érdekében, hogy különböző elektorreológiai folyadékokat nyerjen. A vizsgálatok során tapasztaltakat úgy határozta meg, mint „elektrofibrillációs hatás”. Az ezt követező évtizedekben különböző ERF-ek jelentek meg a kutatások eredményeiképpen. Luikov [121] akadémikus által szerkesztett Electrorheological Effect című könyv 1972-ben elsőként említi az "elektorreológiai hatás" (ER) kifejezést. Az ER-hatás arra utal, hogy egy anyag reológiai tulajdonságai (pl. nyírófeszültség, nyírási modulus, viszkózitás) külső elektromos tér hatására megváltoznak. Elektromos tér alkalmazásakor mikroszerkezeti változások jönnek létre az ER kompozitanyagban (például a dielektromos részecskék orientált elrendeződése vagy agglomerációja az elektromos tér iránya mentén). A fizika, a kémia és az anyagtudomány területén végzett további vizsgálatok alapján a kutatók megállapították, hogy nemcsak az anyag reológiai

tulajdonságai változnak, hanem az akusztikai, optikai és elektromos tulajdonságai is. ER-effektus kutatásának alapját jelentős mértékben az ERF-ek képezték [122].

A jelentős áttörést a 2003-as év hozta a műszaki területen való ER anyagok alkalmazhatóságát illetően, amikor Wen és munkatársai [123] kifejlesztettek egy 130 kPa folyáshatárú, óriási elektorreológiai effektust mutató folyadékot a GERF-et (Giant Electrorheological Fluid). Ezek az anyagok extrém nagy nyírófeszültséget képesek kifejteni elektromos tér hatására. Ezen felül nagyságrendekkel erősebb szilárdulást mutatnak, mint a hagyományos ER folyadékok. Leggyakrabban ezeket az anyagokat a mikrofluidikai technológia, a csillapítók, az aktuátorok, a robotok, a fékek, a lengéscsillapító rendszerek és az emberi izmok területén alkalmazzák.

A mikro/nanorészecskékből és a folytonos fázisból álló ERF szuszpenzióban a részecskék könnyen agglomerálódnak és leülepednek, hasonlóan a magnetoreológiai folyadékokhoz. A nagyobb folyáshatárú elektorreológiai folyadékok pedig a diszpergált fázisukban tartalmazznak egy kevés adszorbeált vizet, ami viszont bizonyos alkalmazásokban hőmérsékleti instabilitáshoz vezethet. Erre jelenthet megoldást a diszpergált fázis pontosabb beállítása és adalékanyagok alkalmazása [122,123].

Az ER- és MR-folyadékok és elasztomerek viszkoelasztikus tulajdonságairól számtalan tanulmány született, melyekben kísérleti úton, illetve fenomenológia modellek segítségével adták meg ezen anyagok viselkedését. Legátfogóbb, modelleket és a hozzájuk kapcsolódó viselkedési tulajdonságokat bemutató tudományos összefoglalót Gandhi és társa, Bullough [124] készítette el, melyben kitértek a Maxwell- és Kelvin–Voigt modellre és a háromparaméteres (Zener) szilárd modellre. A lineáris viszkoelasztikus modelleket elsősorban az ER- vagy MR-folyadékok csillapítási képességeinek leírására alkalmazzák. Az ER- vagy MR-elasztomerek jellemzője, hogy modulusuk és csillapító képességük egyaránt térfüggő. Ezen jellemzők előrejelzésére Li és társai [78] a klasszikus Zener-féle háromparaméteres szilárd test modellt felhasználva megalkottak egy négyparaméteres viszkoelasztikus modellt, melyben a k_1 , k_2 és c_2 egy standard viszkoelasztikus szilárd modellt alkotnak, amely a teljes modell csillapítási képességeit írja le, míg a k_b a térfüggőséget jellemzi. (ld. 2.24. ábra)

Az ERF-ekhez hasonló ER hatással rendelkeznek az ERE-ek, azaz viszkoelaszticitásuk az alkalmazott elektromos térerősséggel változik [122]. Az elektorreológiai elasztomerek tulajdonképpen az MRE-k elektromos megfelelői. Általában μm vagy nm méretű dielektromos részecskékből állnak, amelyek rugalmas polimer mátrixba (szilikongumi, poliuretán stb.) ágyazva nagyobb rugalmassági

modulussal (1 MPa – 20 MPa) rendelkeznek [125]. A részecskék elektromos tér által indukált dipólusmomentumának nagysága - amely elsősorban a makroszkopikus választ befolyásolja - arányos a részecskék és a mátrix közötti dielektromos permittivitáskülönbséggel. Ezért általában nagy dielektromos permittivitású anyagokat választanak töltőanyagnak, például ferroelektromos anyagokat (pl. bárium-titanát [126-128]) vagy erősen polarizálható konjugált polimereket [129,130].

A reológiai tulajdonságok megváltozása mellett a polarizált részecskék közötti dipólus-dipólus kölcsönhatások makroszkopikus deformációt okoznak, így az ERE test mérete külső elektromos térrel is manipulálható [131]. A reverzibilis deformáció szabályozhatósága miatt az ERE-kre számos technológiai alkalmazást találtak, ahol a tér által kiváltott deformációt és/vagy a változó rugalmassági modulust használják ki például az aktuátorok [132,133], rezgésszabályozás [134-135], hangolható metaanyagok [136] stb. területén. Műszaki és gazdasági okok miatt az ilyen alkalmazásokhoz nagy hatékonyságú ERE-kre van szükség, amelyek kisebb üzemi térerősségen és kisebb részecsketöltés mellett képesek elérni a kívánt alakváltozást [137].

Yuan és munkatársai [132] óriási elektoreológiai effektust mutató elektoreológiai elasztomert (GERE) állítottak elő, amelynél dielektromos töltőanyagként karbamiddal bevont bárium-titán-oxalát nanorészecskéket, rugalmas mátrixként poli(dimetilsziloxánt) (PDMS)-t, lágyítószerként pedig szilikonolajat használtak fel. Kutatásaik alapján megállapítható volt, hogy ezek a típusú GERE-k nagymértékben hatékonyságukban felülmúlták az izotrop és anizotrop ERE-ket. Az általunk előállított elasztomerek elméleti mechanizmusát a felületi polarizáció magyarázza. Viszkoelasztikus és dielektromos tulajdonságaik, illetve mikroszerkezetük tesztelése után viszont érdekes eredményre jutottak, miszerint a túl magas por tartalom a részecskék súlyos agglomerációjához és az elasztomer hatékonyságának romlásához vezet. Ezt a jelenséget szilikonolaj hozzáadásával lehet javítani, ami viszont csökkenti a mátrix keménységét és megkönnyíti a részecskék igazodását a PDMS mátrixban. A rezgésszabályozásban való alkalmazásuk során ezeket a tulajdonságokat mindenképpen figyelembe kell venni.

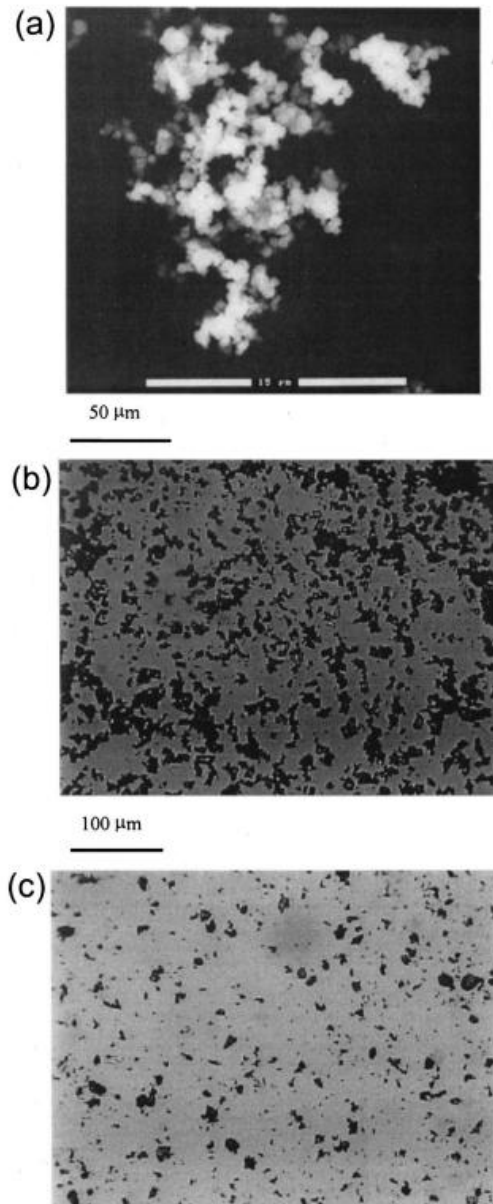
Az ERE-k jellemzői a gyakorlati alkalmazások szempontjából elsősorban a mikro- és mezoszerkezettől [138], valamint az ERE test alakjától függ. Az alak hozzájárul a geometriából (azaz az oldalarányból) eredő teljes alakváltozáshoz. Másrészt a szerkezet erősen függ a részecskék rövidtávú elrendeződésétől a mátrixban, amelyet a töltőanyag koncentrációja, alakja és méreteloszlása befolyásol. E két hatás adja meg a teljes

deformáció nagyságát, és azt, hogy az elasztomer test az egyenletes tér irányában összehúzódik vagy kitágul [139,140].

Általánosságban elmondható, hogy az ER elasztomerek hatékonysága anizotrop mikroszerkezettel javítható [141], ha a részecskéket a gyártási folyamat során elektromos térrel láncszerű klaszterekbe rendezik. A véletlenszerű részecskeeloszlású izotrop ERE-k esetében azonban a mikroszerkezet jellege a töltőanyag-tartalom növekedésével a perkolációs küszöb elérésekor hirtelen megváltozik [142]. Ha a töltőanyag koncentrációja a perkolációs küszöbérték alatt van, akkor a részecskék izoláltak és viszonylag távol vannak egymástól. A perkolációs küszöbérték felett a mikroszerkezet az ERE-test teljes térfogatát átfogó összefüggő hálózattá alakul át. Mivel a perkolált szerkezet a részecskék közötti folytonos hálózatként működik, az elasztomerek elektromos vezetőképessége és dielektromos tulajdonságai is drasztikusan megváltoznak a mikroszerkezet függvényében [143].

Liu és Shaw [144] kutatásának célja különböző szilikon alapú ERE-k előállítása és tulajdonságaik feltérképezése volt. Az elasztomerek szilícium-dioxid (SiO_2), illetve titán-dioxid alapú részecskéket tartalmaztak, köztük olyan nagy permittivitású anyagokat, mint a BaTiO_3 , $\text{Ba}_2\text{Ti}_9\text{O}_{20}$ és $\text{BaTiO}_3/\text{CaZrO}_3$. (ld. 2.25. ábra) A minták előállítása során a szilikon prepolimer kikeményedése során külső elektromos teret alkalmaztak, amely a részecskék orientációját, és ezáltal az anyag dielektromos és mechanikai tulajdonságait jelentősen befolyásolta.

A szilikongumi/szilícium-dioxid kompozitok esetében a dielektromos válaszban erős Maxwell–Wagner-diszperzió jelent meg. Ez arra utalt, hogy a polarizációt elsősorban a SiO_2 részecskék felületi vezetőképessége határozta meg. A részecskék elektromos térben történő láncosodása tovább növelte a permittivitást és a diszperzió mértékét. A jelenséget valószínűleg a szilícium-dioxid felületén megkötött nedvesség is erősítette, amely elősegítette a vezetési polarizációt. A szilikongumi/szilícium-dioxid elasztomerek ER-válasza a részecskék térfogatarányával nőtt, azonban körülbelül 8 V/V% körül küszöbérték mutatkozott. E felett az ER-hatás erősödése meghaladta a lineáris multipólus modellek által jósolt értékeket, ami a rendszer nemlineáris viselkedésére utal. Magas elektromos térerősségek esetén a szilícium-dioxiddal töltött elasztomerek ER-válasza eltért a térintenzitás négyzetes függvényétől, ami nemlineáris vezetőképességre utal. Ennek oka, hogy a szerkezetben a részecskék közötti kis távolságok lokálisan nagyon nagy elektromos tereket hozhatnak létre, amelyek a polimer mátrix vezetőképességét növelik.



2.25. ábra Titán-dioxid részecskék mikroszkópos felvételei: a) BaTiO_3 , b) $\text{Ba}_2\text{Ti}_9\text{O}_{20}$ és c) $\text{BaTiO}_3 / \text{CaZrO}_3$ [144]

A szilikongumi/titán-dioxid elasztomerek esetében az ER-válasz a diszpergált részecskék permittivitásával arányosan nőtt, és a pontdipólus-modellnek megfelelően a térintenzitás négyzetes függvényét követte. A BaTiO_3 -d tartalmazó elasztomerek még erőteljesebb ER-hatást mutattak, mivel a BaTiO_3 nagy permittivitása miatt a dielektromosság sokkal jelentősebb volt, mint a vezetőképességbeli eltérés. Ennek eredményeként ezeknél az anyagoknál az ER-válasz a frekvencia növekedésével erősödött. A részecskék permittivitásának növelése – a numerikus szimulációk alapján – tovább fokozta az ER-hatást. Ugyanakkor a nyírófeszültség növekedésével az ER-hatás

csökkent, ami szintén megfelelt a szimulációs eredményeknek. Az elektromos térben láncosodott rendszerek minden esetben nagyobb ER-választ mutattak, mint a véletlenszerűen eloszlódott részecskéket tartalmazó minták. Ez a nagyobb Maxwell–Wagner-diszperzióval és a részecskék közötti erősebb kölcsönhatásokkal magyarázható. A vizsgálatok következtetéseképpen elmondható, hogy az ER-szilikongumi elasztomerek viselkedése szoros analógiát mutat a megfelelő ER-folyadékok viselkedésével. Ez arra utal, hogy az elasztomerek kiváló modellrendszerek lehetnek az ER-folyadékok szerkezet–tulajdonság összefüggéseinek tanulmányozására is. A részecskék orientációja, permittivitása, koncentrációja és a mátrix vezetőképessége egyaránt meghatározó szerepet játszik az ER-hatás kialakulásában és erősségében [144].

Speciális tulajdonságaik miatt az ER anyagok számos alkalmazási lehetőséget kínálnak aktuátorokban, lengéscsillapítókban, nyomatékátalakítókban vagy akár a mesterséges izmok területén [120].

Heng Xue és társai [145] vizsgálták a szilikonolaj hatását az ERE hatékonyságára, különböző szilikonolaj térfogatarányú minták esetén, titán-dioxid (TiO_2), polidimetilsziloxán (PDMS) és dimetil-szilikonolaj felhasználásával. Eredményeik szerint a szilikonolaj térfogatarányának növelése fokozza az elektoreológiai hatást, miközben csökkenti a nyomásérzékenységet és befolyásolja a csillapítási hatékonyságot. Ez alapján az ERE alkalmas dinamikus merevségbeállításra gyors reagálás mellett, ami ideális repülőgépipari, autópipari és precíziós gépipari alkalmazásokhoz.

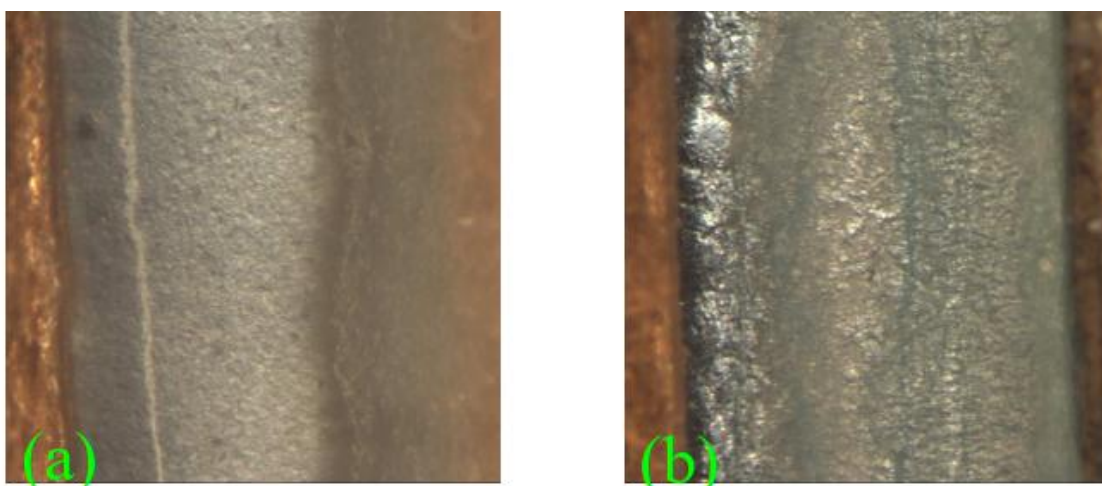
Agafonov és társai [146] polidimetilsziloxán alapú, 100–200 nm szemcseméretű hidratált titán-dioxiddal részecskékkel erősített elektoreológiai elasztomereket állítottak elő az elasztomer mátrix polimerizációjával, külső elektromos tér jelenlétében illetve anélkül. Elsőként mutatták ki, hogy a részecskerősítésű elasztomerek elektromos térben történő kikeményedése az elasztomer térhálósodásának szignifikáns csökkenéséhez vezet. Ezt a hatást figyelembe kell venni az elektroaktív elasztomer anyagok tervezésénél.

Niu és társai [147] ERE-k előállításához TiO_2 /karbamid maghéj szerkezetű részecskéket használtak fel és ezeket az ERE-ket összehasonlították az egyszerű TiO_2 részecskékkel rendelkező ER elasztomerekkel. Megállapították, hogy az egyszerű TiO_2 részecskékkel töltött elasztomerhez képest a TiO_2 /karbamid részecskékkel töltött elasztomer nagyobb dielektromos állandójú, ami fokozott polarizációt mutat. A két elasztomer viszkoelasztikus tulajdonságait különböző feszültségamplitúdó, frekvencia és elektromos tér mellett tesztelték. Megállapították, hogy a poláros molekulák bevonása hatékony módszer ezen kompozitok ER hatékonyságának növelésére.

A változtatható merevségű és csillapító tulajdonságokkal rendelkező ERE-k egyik újszerű hibrid megoldásával és annak vizsgálatával Chen és társai [148] foglalkoztak, akik üreges széngömbökre ($\text{TiO}_2/\text{HC-k}$) rögzített TiO_2 -t tartalmazó töltőanyag felhasználásával változtatható merevségű és kivételes tartósságú kompozitanyagot kaptak. Az ERE-k prekursora a nano- TiO_2 beépítésének köszönhetően csökkenő viszkozitást mutatott, ami ezen ERE-k előállítására vonatkozóan nagy előnyt jelenthet, ezenkívül rendkívüli energiaeinyelő képességet mutatnak. A kvázi-statisztikus kompressziós kísérletek és a feszültségrelaxációs tesztek eredményei alapján megállapítható, hogy az izotrop ERE-k elektromos indukcióval jelentős modulusnövekedést mutatnak, azaz 1,26 MPa-ról 1,51 MPa-ra emelkednek. A TiO_2/HC ERE prototípusa hatékony megoldást mutat 20 Hz és 54 Hz közötti frekvenciatartományban a mikrovibráció csökkentésére.

Környezetbarát ERE előállításában Wang és társai [149] egy egészen új megközelítéssel álltak elő. Olyan ERE-ket készítettek egyenáramú elektromos tér alkalmazásával, illetve anélkül, amelyek zselatin/víz mátrixban diszpergált agyagrézecskeket tartalmaznak, és formaldehid segítségével térhálósították a kompozitot. A cél egy vízbázisú, olcsó ER-hidrogél előállítása volt. Az elektromos térben kikeményedő agyag/zselatin ERE-kenél a vizsgálati eljárás a széles szögű röntgenszórás (WAXS) volt. A WAXS-mérés lehetővé tette, hogy a kutatók részletes, atomi és nanoszerkezeti információkat nyerjenek a kaolinit- és montmorillonit-alapú rendszerekről. A Bragg-csúcsok pozíciójából meghatározhatóvá váltak a rétegtávolságok, így például a kaolinit esetében a $\sim 0,715$ nm-es, míg a montmorillonitnál az ~ 1 nm-es interlamelláris távolság. A diffrakciós csúcsok alakja és intenzitása a kristályosság és a rendezettség mértékére utalt: az éles, nagy intenzitású csúcsok magasabb kristályosságot, míg a szélesebbek kisebb rendezettséget vagy amorf komponensek jelenlétét jelezték. A kétdimenziós mintázatok anizotrópiája alapján meghatározható volt a nanolapok orientációja, vagyis az, hogy milyen szögben rendeződnek a külső elektromos térhez képest. A csúcshélességből következtetni lehetett a kristallit-méretre is, amely megmutatta, mennyire tömör vagy töredezett a részecskeaggregátum. Emellett a WAXS érzékenyen jelezte a rácshibák, diszlokációk jelenlétét, a különböző fázisok azonosítását, valamint az aggregációs és koncentrációs változásokat is. A mérések eredményei szerint az 1 kV/mm nagyságrendű elektromos tér hatására a nanolapok jól felismerhető láncszerkezetbe rendeződtek. A WAXS-képek erőteljes anizotrópiát és megnövekedett rendezettséget mutattak, ami egyértelműen igazolta, hogy a külső tér hatására stabil, irányított szerkezetű elektroeológiai elasztomerek jöttek létre. (2.26. ábra)

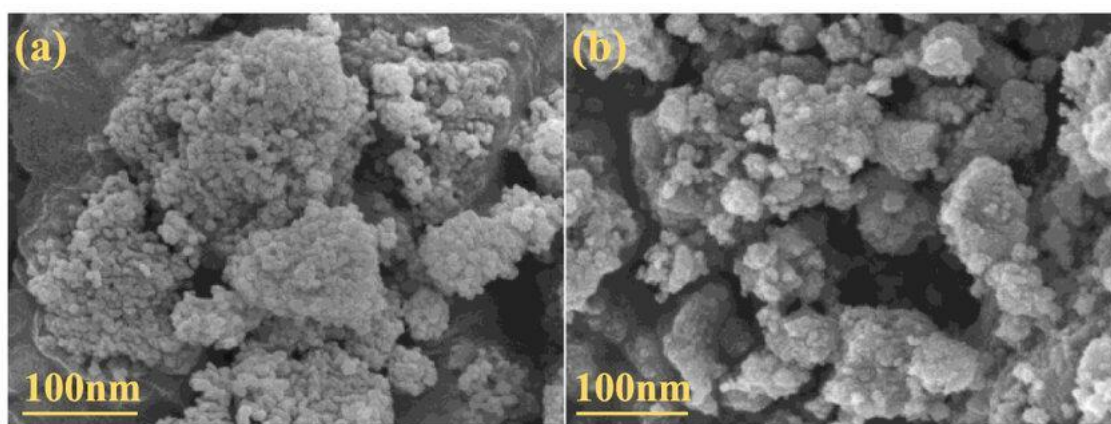
Gao és Zhao [150] a zselatin/glicerin/víz mátrixban diszpergált nyers szerves keményítő részecskéket tartalmazó vizes ER elasztomereket DC elektromos tér alkalmazásával, illetve anélkül készítettek. A ERE-ek elektromos térre adott válaszait ellenállásaik alapján vizsgálták. Kutatási eredményeik alapján kimondható, hogy az alkalmazott DC elektromos tér hatására javulnak és szabályozhatók ezen tulajdonságok. A vizsgált legmagasabb (25 m/m%-os) keményítő-tartalom mellett figyelték meg a legnagyobb mértékű változásokat. Ugyanez a kutatócsoport vizsgálta a zselatin-hidrogél mátrixban diszpergált bárium-titanát részecskékkel rendelkező ERE-ket. Mikroszkópos megfigyelések alapján kimutatták, hogy egyenáramú elektromos tér hatására a részecskék igazodnak. Elektromos térben megszilárdulva az elasztomer merevebb, így az ER viselkedés külső térrel szabályozható [151].



2.26. ábra Optikai mikroszkópos felvételek a kaolinit/zselatin ERE-kről. a) elektromos tér nélkül, b) elektromos térben ($E=1 \text{ kV/mm}$) kikeményedett kompozitok [149]

Az elektorreológiai kompozitanyagok új generációját képviselik az indukált dipólus kölcsönhatású ER folyadékok (ID-ER) és elasztomerek (ID-ERE), melyek előállítási módszere egyszerű, könnyen reprodukálható, skálázható és költséghatékony. A hagyományos elektorreológiai elasztomerektől eltérően az ID-ERE-ek polarizálható részecskékkel rendelkeznek, amelyek felületén vagy a rácsszerkezetükben létrehozott hibák (például oxigénatom-hiányok) találhatók. Külső elektromos tér hatására ezek a hibák jelentős dipólusmomentummal rendelkező lokális töltéscentrumokként kezdenek viselkedni, melynek következtében felerősítik a részecskék közötti elektromos kölcsönhatást. Ez a jelenség javítja az anyag hatékonyságát.

Az elastomer szerkezeti felépítését tekintve a részecskék (Pl.: titán-dioxid (TiO_2)) szilikongumi mátrixba épülnek be. A beépülő részecskéket speciális eljárással, azaz nagy energiájú golyós marással (HEBM) kezelik a szükséges oxigénatom-hiányok létrehozása érdekében. (ld. 2.27. ábra) Ezen technológiai eljárás következtében nagyobb szilárdsággal és relatív ER-effektussal rendelkeznek, mint a hagyományos (kezeletlen részecskéket tartalmazó) ER elastomerek. Ezek az anyagok potenciálisan felhasználhatók különféle autóiipari, robotikai, építőipari és elektroaktív aktuátor iparágakban rezgéscsillapítóként, lengéscsillapítóként vagy éppen ún. "soft" robotokként. [151,152]



2.27. ábra SEM képek (a) anatóz TiO_2 -ről, (b) TiO_2 HEBM-mel előállított ID-ER részecskékről [151]

Új utakat nyithatnak meg az intelligens anyagok között a magneto- és elektorreológiai tulajdonságokkal rendelkező elastomerek, melyeket Borin és Stepanov [153] hoztak létre és vizsgáltak. Létrehoztak egy rugalmas kompozitot, amelyet finom karbonilvas-por (átlagos részecskemérete $d \approx 4 \text{ nm}$) felhasználásával állítottak elő, amelyet polimer dielektromos héjjal (poliacrilonitril-gyanta (PAN), $s=100 \text{ nm}$ vastagság) bevontak, és szilikon-elastomerben (folyékony szilícium-oligomert használtak, ami alacsony molekulatömegű vinil-tartalmú gumi és hidrid-tartalmú térhálósító szer keverékén alapul) diszpergáltak, ahogyan azt általában a magnetoreológiai elastomerek gyártásakor teszik.

A kompozit anyag külső gerjesztésre adott válaszát több lépésben értékelték. Elemezték a minta viselkedését az alkalmazott mágneses és elektromos terek külön-külön hatása alatt, így számszerűsítve az MR és ER válaszokat. Ezt követően a mintát mindkét térnek egyszerre tették ki. A mérések során vagy a rögzített frekvencián a deformációt, vagy a rögzített deformációnál az oszcillációs frekvenciát változtatták. Megállapították, hogy a felhasznált töltőanyag miatt ez az anyag képes magneto- és elektorreológiai

hatásokat kifejteni. A kompozitra ható mágneses tér magnetoreológiai hatást eredményez, amely elektromos tér kiegészítő hatására még erősebbé válik.

Kutatási rész

3. Izotrop magnetoreológiai elasztomerek alakváltozása mágneses térben

Cél: Izotróp magnetoreológiai elasztomerek lapos korongmintáinak mágneses tér hatására bekövetkező alakváltozásának kvantitatív vizsgálata különböző töltőanyag-típusok és koncentrációk mellett. A deformáció mértékének és irányának meghatározása, valamint a Kalina és munkatársai által [157] végzett elméleti szimulációk kísérleti igazolása a geometriai méretarányok és a deformáció közötti összefüggés tekintetében.

Kutatásom során kétféle magnetit és vaspor töltőanyagú izotrop magnetoreológiai elasztomer korongok alakváltozását vizsgáltam mágneses térben. A mérőrendszer mikroszkópkamera segítségével mérte a korongok alakváltozását. Az alakváltozás pontos mértékét képfeldolgozással, a korongok kontúrvonalának vizsgálatával határoztam meg.

Kalina és munkatársai [157] szimulációi írják le a legpontosabban a dilatáció és a geometriai oldalarány közötti összefüggést. Eredményeik szerint a mágneses tér hatására bekövetkező táulás mindaddig megfigyelhető, amíg a vizsgált test magasság–szélesség aránya kisebb, mint három. Amint azonban a h_0/D értéke meghaladja a hármat, a téglatest alakú magnetoreológiai minták már nem táulnak tovább, hanem éppen ellenkezőleg: zsugorodást mutatnak a külső tér irányában. Ez a viselkedés jól tükrözi, hogy a geometriai méretarány alapvetően meghatározza a belső mágneses téreloszlást, és ezen keresztül a deformáció jellegét is. Eben a részben saját kísérleti eredményeimmel támasztom alá ezt az elméleti előrejelzést.

3.1 Anyag és módszer

3.1.1 Töltőanyag jellemzése

A kétféle magnetit és a vas szemcsék méreteloszlását és névleges átmérőjét Fritsch Analysette 22 NeXT Nano lézer diffrakciós analizátorral (Fritsch GmbH, Idar-Oberstein, Németország) mértem. A diszpergált részecskék morfológiáját és összetételét energiadiszipatív röntgenspektroszkópiával (SEM/EDS) párosított pásztázó elektronmikroszkópiával vizsgáltam, melyhez egy Apreo S LoVac SEM-et (Thermo Fisher Scientific, Waltham, MA, USA) használtam, amely egy Octane Elect EDS-sel (Ametek, Berwyn, PA, USA) volt felszerelve. A SEM-mel történő megfigyelést alacsony vákuum üzemmódban (0,1 mbar) végeztem 10,0 kV gyorsítófeszültséggel.

A töltőanyagok mágneses tulajdonságait dinamikus mágneses szuszceptibilitás mérésekkel jellemeztem induktív módszert használva. Az üres és a mintával töltött tekercs induktivitását HP 4192A impedanciaanalizátorral mértem 100-5000 Hz frekvenciatartományban. Az üres és a mintával töltött tekercs induktivitása közötti különbségből a szuszceptibilitás χ (a komplex dinamikus szuszceptibilitás reális része) meghatározható. Mintatartóként egy üvegcsövet használtam, és a számítások során figyelembe vettem a minta töltési tényezőjét. A méréseket az alacsony frekvenciájú tartományban végeztem, és a statikus határértéket ($f \rightarrow 0$ Hz) extrapolációval közelítettem meg.

3.1.2 Mechanikai vizsgálat

Az MRE-k mágneses tér nélküli ($B=0$ mT) reológiai tulajdonságait egy Anton Paar Physica MCR 301 reométerrel vizsgáltam lap-lap geometriával, kvázistatikus körülmények között. A mintákra axiális (a hengeres test tengelyével párhuzamos) deformációt alkalmaztam, és az ebből eredő erőhatást mértem. A Young-modulust az erő-alakváltozás görbéből ($F-\Delta h/h_0$) a következőképpen határoztam meg:

$$E = s/A \quad (3.1.)$$

ahol

s - a görbe meredeksége és

A - az MRE lemez keresztmetszete.

Az axiális irányban alkalmazott alakváltozás minden esetben 5%-nál kisebb volt, a lineáris tartományban maradt, és a keresztmetszet változásából eredő hiba minimális volt.

3.1.3 Mérőrendszer felépítése

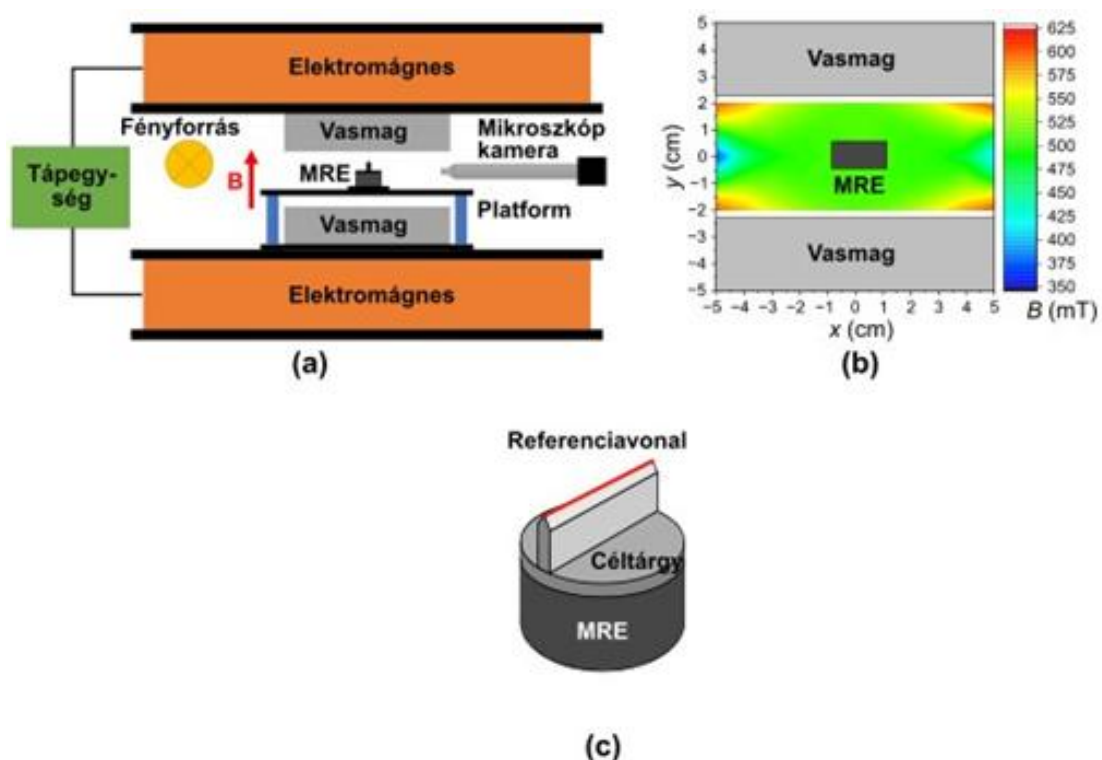
Az MRE-k mágneses térben történő deformációjának vizsgálatához egy egyedi mérőrendszert állítottam össze (3.1a. ábra).

Az állandó mágneses teret változtatható térerősségű vasmagos elektromágnes (VEB Polytechnik, Phylatex) hozta létre, amelyet egy HP 6030 A tápegység hajtott meg. A mérés során a tekercsek áramát $I=0$ A-tól 8 A-ig fokozatosan változtattam, így a mágneses indukció 0 mT és 510 mT között volt.

A mágneses fluxussűrűséget egy MagnetPhysik FH 54 Teslaméterrel mértem az x-y sík több pontján (3.1b. ábra). A mérési pontok közötti távolság mindkét irányban 5 mm volt. Az 3.1b. ábrán látható, a mágneses tér eloszlását mutató kontúrtérképet a diszkrét

adatokból extrapolációval számoltam ki. A mintákat a pólusok közepén egy karimával ellátott állványra helyeztem. Ebben a térfogatban a mágneses tér 1%-on belül homogén volt.

A képek a mintákról mikroszkópos kamera segítségével készültek, amely egy Point Grey Flea3 kamerából és egy mikroszkóp objektívából ($2\times/0,05$) áll. Mivel a kamera mélységélessége korlátozott, a későbbi képfeldolgozás egyszerűsítése érdekében és referenciavonalként a minták tetejére egy éles szélű, elhanyagolható tömegű céltárgyat (3.1c. ábra) helyeztem. A kamera fókuszát a céltárgy szélére állítottam, és így meghatározható volt a minta középvonalában bekövetkező jellegzetes deformáció. A céltárgy alapja teljesen befedte a korong tetejét, és az MRE felület tapadó jellegének köszönhetően a teljes felülethez tapadt, ezért a felület inhomogén mikrodeformációit a céltárgy átlagolta. Így a mért deformáció tengelyirányban a teljes keresztmetszetre jellemző.



3.1. ábra. A mérőrendszer vázlata. (a). A mágneses fluxussűrűség eloszlása a pólusok között a minta térfogatában (az ábra méretarányos) 1%-on belül egyenletes (b). A minta tetején elhelyezett céltárgy széle (piros vonallal jelölve) referenciavonalként szolgál a deformáció kimutatásához (c)

A kamerarendszer nagyítását úgy választottam meg, hogy a referencia vonalnak csak egy része legyen látható az elmozdulások nagy felbontású ($1,6 \mu\text{m}/\text{px}$) érzékeléséhez. Az objektív lencse cseréjével a rendszer nagyítása csökkenthető, így a teljes MRE korong látható a látómezőben. Ebben a konfigurációban a deformáció mind a tengelyirányú, mind a merőleges irányban egyszerre mérhető a céltárgy nélkül, de csak csökkentett felbontással. Az MRE korongot hátulról egy LED-panel segítségével világítottam meg. A képeket bináris képekké alakítottam át, hogy a céltárgy szélének jól meghatározott kontúrját, mint referenciavonalat vagy a teljes MRE korong kontúrját megkapjam. Egy LabVIEW programban a kontúrvonal változását pixelekből mértem. Mivel a kép felbontása ($1280 \text{ px} \times 1024 \text{ px}$) és a nagyítás ismert, a mért adatok hosszváltozásra (Δh) konvertálhatók. Az adatok kiértékeléséhez az $\alpha_h = \Delta h/h_0$ relatív elmozdulást használtam. Ezzel a mérési módszerrel a deformáció 12%-nál kisebb hibával határozható meg.

3.2 A minták jellemzése

Az izotrop minták 20 mm átmérőjű és 9,2 mm és 9,7 mm közötti magasságú korong alakúak (3.2. ábra) és a magasság-szélesség arányuk 0,47 körül volt. A töltőanyagként a LANXESS GmbH-től származó Bayferrox 318M magnetit (bM), a Sigma-Aldrich (St. Louis, MO, USA) magnetit (aM) és a Reanal (Budapest, Magyarország) által gyártott redukált vasport (rFe) használtam. A lézerrel végzett részecskeméret-méréseim szerint a bM és aM magnetit, valamint az rFe vas jellemző részecskeátmérője ($1,003 \pm 0,018$) μm , ($3,133 \pm 0,100$) μm és ($8,917 \pm 0,208$) μm volt (3.3. ábra).

A két magnetitpor mágneses szuszceptibilitását hasonló volt: $\chi_{bM} = 0,42$ és $\chi_{aM} = 0,34$, míg az rFe vastöltőanyag szuszceptibilitása lényegesen nagyobb: $\chi_{rFe} = 5,66$.

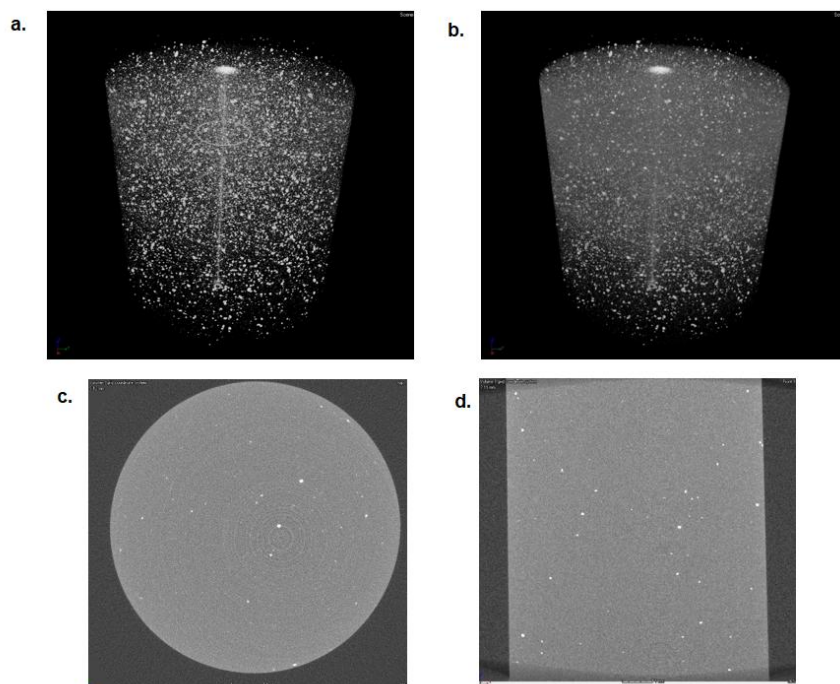


3.2. ábra. A különböző töltőanyagokkal készült minták: redukált vaspor (rFe), Sigma-Aldrich magnetit (aM) és Bayferrox 318M magnetit (bM) Az MRE-k mérete mindhárom töltőanyag esetében azonos volt.

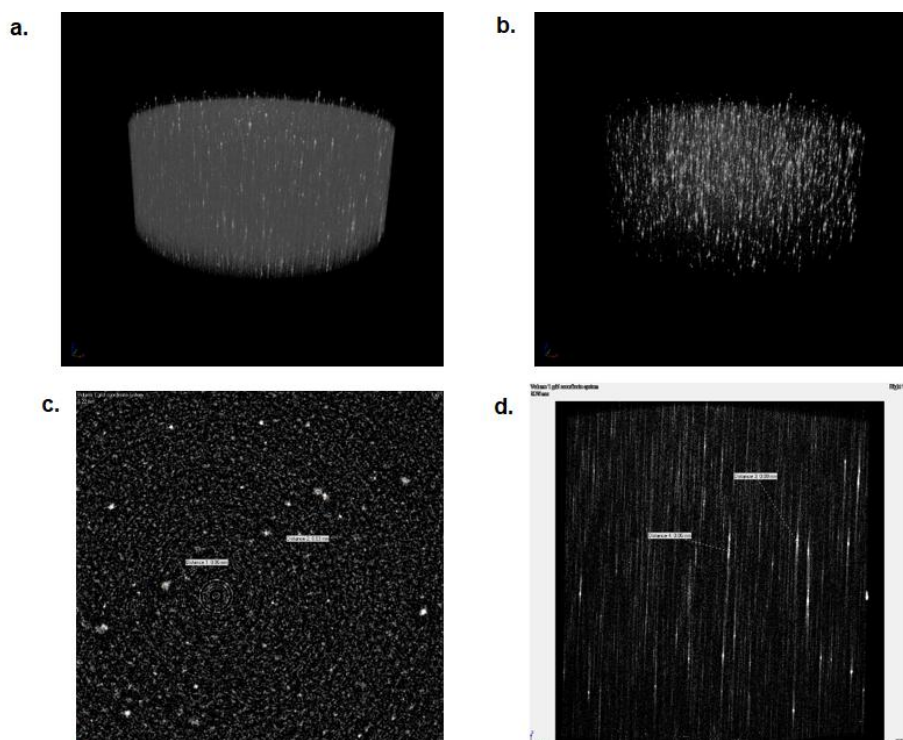
A mátrixot kétkomponensű polidimetilsziloxán (PDMS) gumiból (Elastosil RT 640 A/B, Wacker, Dalton, GA, USA) készítettem. A polimerizációs reakciót platina alapú vegyület katalizálja, amelyet a szilikongumi A komponense tartalmaz, míg a B komponens tartalmazza a térhálósítót. Az A és B komponensek tömegarányát 9:1-re választottam. A két komponens és a Triton X-100 felületaktív anyag (1%) kimérése után hozzáadtam a töltőanyagot, majd az így kapott elegyet keveréssel homogenizáltam. A folyékony keveréket vákuumba helyeztem a légbuborékok eltávolítása érdekében, majd ezt követően a formába töltöttem. A hőkezelést 100 °C-os kemencében végeztem a polimerizációs folyamat befejezéséig. A töltőanyag-tartalom 5 és 50 m/m% közé esett, és a részecskék eloszlása minden esetben izotrop volt. A készített mintákat és a pontos töltőanyag-koncentrációkat az 3.1. táblázat tartalmazza. A térfogati koncentrációt a töltőanyagok sűrűségének felhasználásával becsültem meg.

Az izotrop részecskeeloszlás igazolása több, egymást kiegészítő módszerrel is elvégezhető. Lehetőségeim közül én a CT-vizsgálattal (3.3. ábra) igazoltam, mely különösen alkalmas erre a feladatra, mivel háromdimenziós képet ad a teljes mintáról. Ezzel az eljárással lehetőség van arra, hogy a részecskék elhelyezkedésének, sűrűségének és orientációjának vizuális és kvantitatív elemzését végrehajtsam. Ha a rekonstruált szeleteken és a 3D-modellben a részecskék minden irányban hasonló eloszlást mutatnak, nem figyelhető meg preferált irány, láncszerkezet vagy lokális tömörülés, akkor a rendszer izotropnak tekinthető.

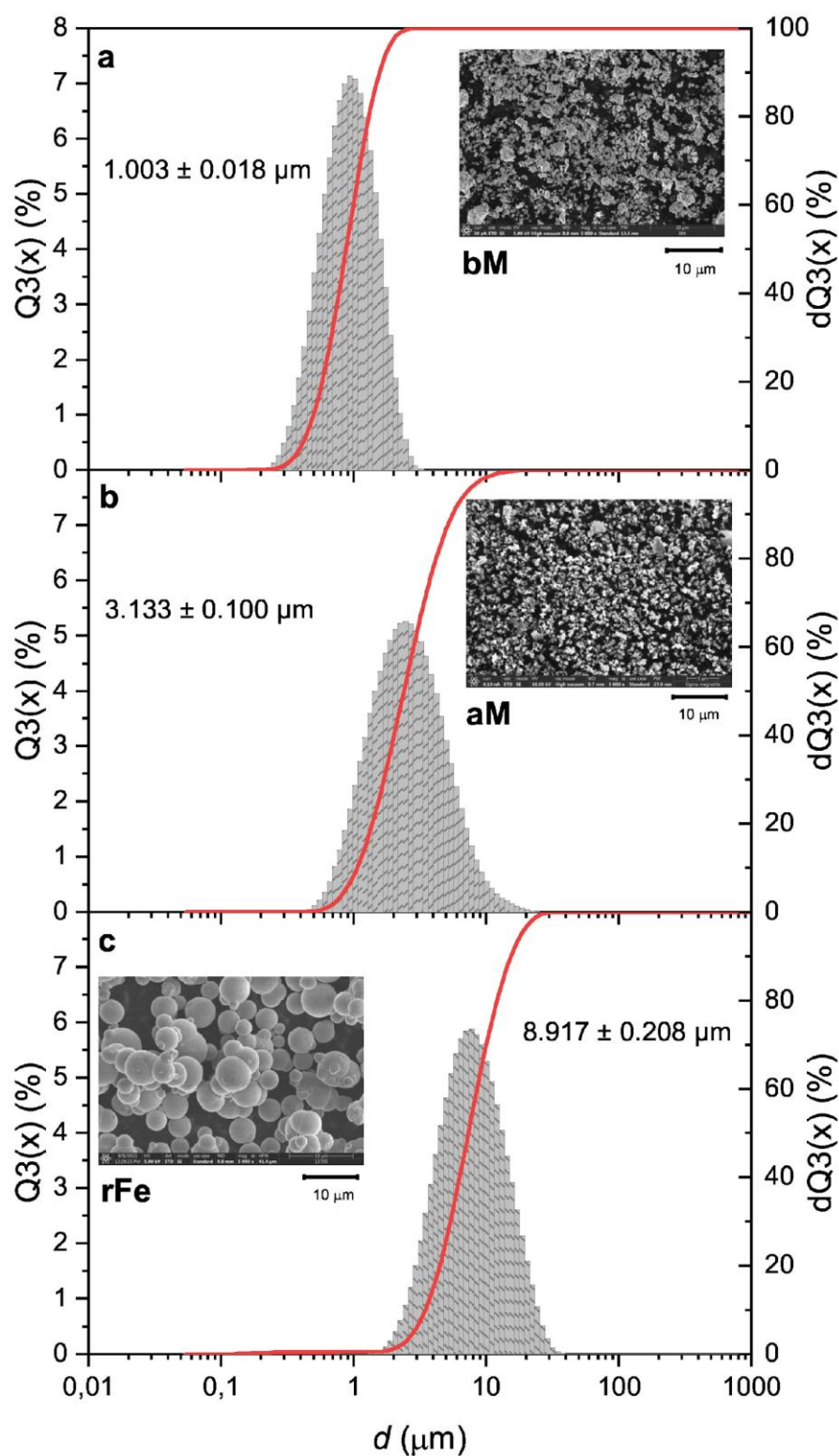
A saját mérések során készült CT-felvételek ezt támasztották alá: a rekonstruált képeken a töltőanyag-részecskék homogén térbeli eloszlást mutattak, nem jelentkeztek preferált irányú aggregátumok vagy láncok, és a teljes vizsgált térfogatban egységes sűrűségeloszlás volt megfigyelhető. Összehasonlító vizsgálatnak tettem ki anizotrop mintákat, ahol a töltőanyag-részecskék térbeli eloszlása és a kialakult láncok egyértelműen mutatták igazolták az anizotrop tulajdonságokat. (3.4. ábra)



3.3. ábra Izotrop MRE minták CT vizsgálati képei a. magnetit részecskék eloszlása elasztomer nélkül és b. elasztomerrel. c. MRE minta hosszszetszeti és d. keresztmetszeti (felülnézeti) képe



3.4. ábra Anizotrop MRE minták CT vizsgálati képei a. magnetit részecskék eloszlása elasztomer nélkül és b. elasztomerrel. c. MRE minta hosszszetszeti és d. keresztmetszeti (felülnézeti) képe



3.5. ábra. A bM magnetit (a), az aM magnetit (b) és az rFe vas (c) töltőanyag szemcseméret-eloszlása lézerdiffrakciós módszerrel mérve. Az oszlopok az eloszlási sűrűséget ($Q3(x)$ %-ban), a folytonos vonalak pedig a kumulatív eloszlást ($dQ3(x)$ %-ban) mutatja. A mellékelt képek a töltőanyagok morfológiáit mutatja SEM-felvételek alapján.

3.1. táblázat: A töltőanyag típusa és koncentrációja az elkészített mintákban.

Minta	Töltőanyag típusa	Töltőanyag-koncentráció	
		(m/m%)	(V/V%)
bM5	Fe ₃ O ₄	5,0	1,0
bM15	Fe ₃ O ₄	15,0	3,2
bM25	Fe ₃ O ₄	25,0	5,9
bM32	Fe ₃ O ₄	32,0	8,1
bM36	Fe ₃ O ₄	36,0	9,5
aM5	Fe ₃ O ₄	5,0	1,0
aM15	Fe ₃ O ₄	15,0	3,2
aM25	Fe ₃ O ₄	25,0	5,9
aM32	Fe ₃ O ₄	32,0	8,1
aM36	Fe ₃ O ₄	36,0	9,5
rFe5	Fe	5,1	0,7
rFe22	Fe	21,6	3,3
rFe36	Fe	36,4	6,6
rFe50	Fe	50,0	11,00

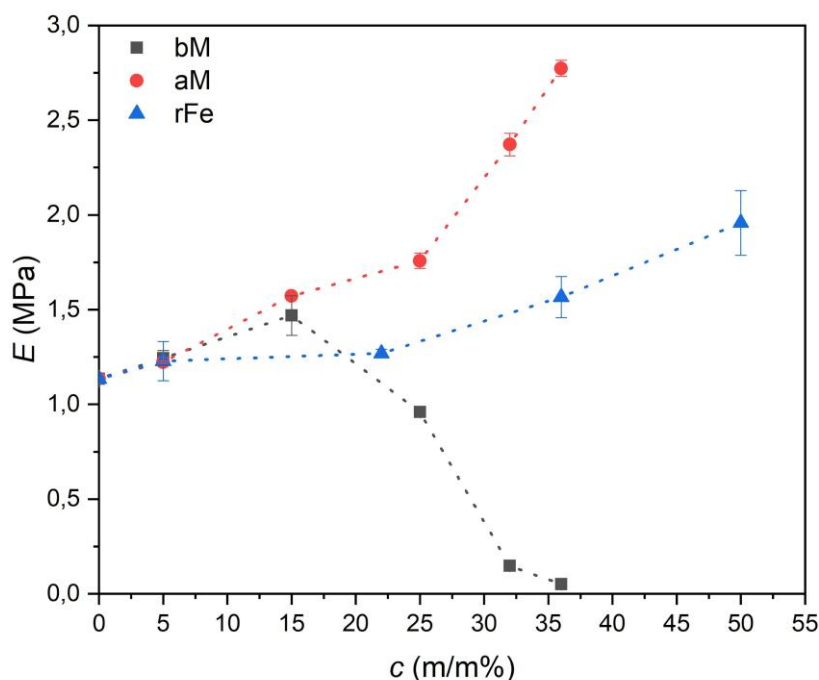
3.3 Eredmények

3.3.1 Rugalmassági modulus

A minták Young-modulusát az erő-deformáció görbéből számítottam ki a 3.1.2. fejezetben leírtak szerint.

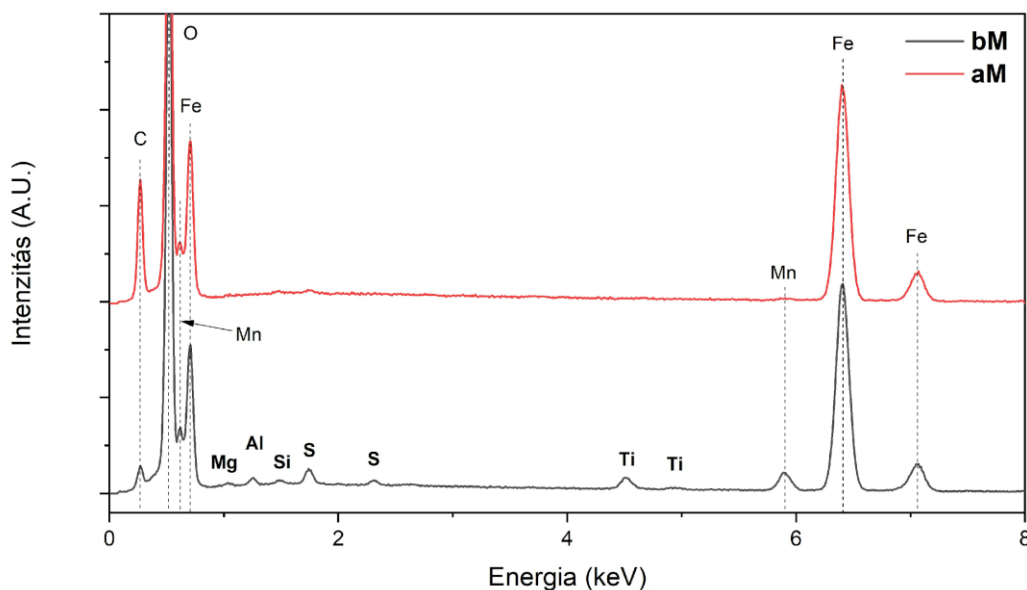
Itt jegyezném meg, hogy az alkalmazott módszer bizonyos esetekben pontatlan eredményeket adhat, különösen alacsony hengeres testeknél, ezért a mért Young-modulus értékei csak az MRE-k közötti minőségi összehasonlítására használhatók. 3.6. ábra az MRE-k Young-modulusát mutatja a töltőanyag koncentrációjának függvényében. A bM töltőanyaggal rendelkező elasztomerek modulusa a töltőanyag mennyiségének növekedésével nő a 15 m/m%-os koncentrációig, felette gyorsan csökken. Ezzel szemben az aM és rFe töltőanyagokkal készült MRE-k modulusa növekvő tendenciát mutat a töltőanyag-tartalom emelkedésével. Az aM töltésű MRE-k modulusa nagyobb, mint az azonos koncentrációjú rFe MRE-ké. Az aM és rFe MRE minták közötti rugalmassági különbség a töltőanyagok eltérő szemcseméretéből és térfogati koncentrációjából adódik.

Az azonos tömegkoncentráció mellett a vastartalmú MRE-k V/V%-ban kevesebb részecskét tartalmaznak (lásd az 3.1. táblázatot) a nagyobb sűrűség miatt.



3.6. ábra. Az MRE-k mágneses tér nélkül mért Young-modulusa különböző töltőanyaggal. A szaggatott vonal a szemléltetés segítésére. A legtöbb esetben a hibásáv kisebb, mint a szimbólum.

A bM töltőanyag esetében a részecskék gátló hatást fejtenek ki, amely miatt a szilikongumi mátrix nem polimerizálódik teljes mértékben. Ez pedig a modulus jelentős csökkenésében nyilvánul meg. A töltőanyag-részecskék hasonló gátló hatását figyelték meg Borin és munkatársai [154]. A platina térhálósító katalizátort maradék anyagok (pl. kéntartalmú anyagok, fémorganikus vegyületek stb.) blokkolhatják [155]. Vizsgáltam A töltőanyagok elemi összetételét, és megállapítottam, hogy a bM magnetit a magnetit mellett ként és egyéb fémes vegyületeket is tartalmaz (3.7. ábra), amelyek a katalizátor gátlásáért felelősek lehetnek. Viszont a mátrix részleges polimerizáció miatt lecsökkent modulusa is befolyásolhatja a MRE-k relaxációs idejét [156], mivel a részecskék elmozdulása és forgása kevésbé akadályozott egy kisebb modulusú mátrixban. Az aM magnetit esetében a szennyező anyagok mennyisége lényegesen kisebb, mint a bM magnetit esetében (az EDS kimutatási határa alatt van, lásd a 3.7. ábrán látható spektrumokat), így nem gátolják a térhálósító katalizátort. Ezért az aM MRE-k modulusa monoton nő a töltőanyag-koncentrációval, akárcsak az rFe MRE-k esetében.



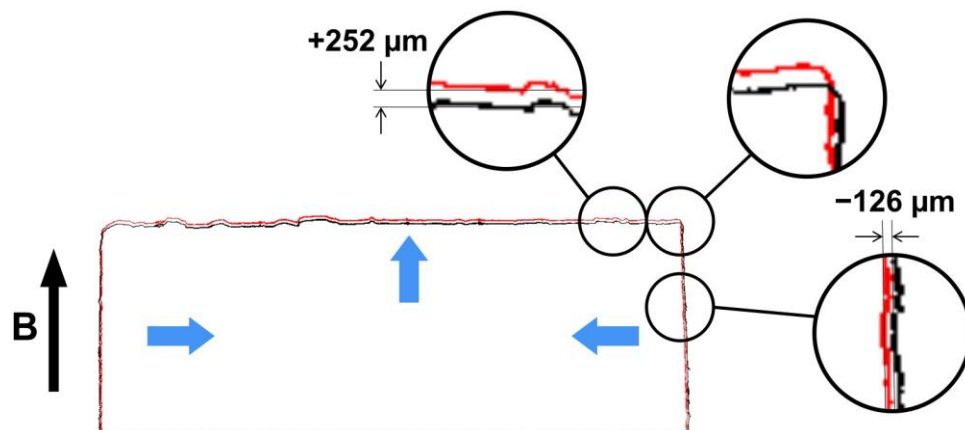
3.7. ábra. A bM és aM magnetit töltőanyagok kémiai elemanalízise. A bM EDS spektrumán magnetitben az oxigénen és a vason kívül más elemek is kimutathatók. A szén csúcsa mindkét spektrumban jelen van, a SEM-mintatartók anyagából származik.

3.3.2 Mágneses tér által kiváltott deformáció

A legnagyobb alakváltozást mutató bM36 minta $B=510$ mT mágneses térerősség hatására bekövetkező axiális és radiális deformációja a 3.8. ábrán látható. A két kontúrvonal közötti távolságot több ponton is megmértem (mind az átmérő, mind a magasság mentén), és a tér irányában átlagosan (252 ± 1) μm -es tágulást észleltem, míg az arra merőleges irányban az átlagos összehúzódás (126 ± 1) μm volt. Az összes többi minta ugyanígy viselkedett (de eltérő nagyságrenddel): a mágneses tér irányában tágultak, míg az átmérőjük zsugorodott. Az MRE-k deformációjára vonatkozó eredményeim alátámasztják más tanulmányok megfigyelését, miszerint a 0,47-es oldalarányú, henger alakú izotrop minták az alkalmazott tér irányában tágulnak. Kalina és társai [157] szimulációi szerint a dilatáció addig várható, amíg a magasság-szélesség arány háromnál kisebb, viszont a téglatest alakú MRE testek zsugorodni fognak, ha $h_0/D > 3$. Az MRE-korong magasságának és átmérőjének mért változásából becsültem meg a térfogatváltozást, amely minden esetben 0,1% alatt volt. A vizsgált MRE-testek deformációjuk során megőrzik a teljes térfogatot.

Vizsgáltam a térerősség és a részecskekoncentráció hatását a tér okozta alakváltozásra axiális irányban. Ebben az esetben a deformációt a kamerarendszer nagy felbontású

üzem módjában mértem, miközben a céltárgyat a mérőeszköz tetejére helyeztem. Így a mért adatok a teljes felső felületre vonatkozó átlagot jelentik.



3.8. ábra. A BM36 minta kontúrja 0 mT-nál (fekete vonal), 510 mT-nál (piros vonal). A vastag kék nyilak a tér okozta deformáció irányait jelzik.

A mágneses tér hatása

A hengeres minták tengelyével párhuzamos relatív alakváltozást a mágneses fluxussűrűség függvényében a 3.9. ábra mutatja. A B mágneses indukció növelésével a MRE-k tágulása mindhárom töltőanyag esetében nagyobb lett, de a pontos tendencia a töltőanyag típusától és koncentrációjától függ. Alacsonyabb térerősségeknél az α egy hatványtörvény szerint növekszik, míg a nagyobb térerősségű tartományban az MRE-k dilatációja általában megközelíti a telítést. Az rFe töltésű MRE-k kissé eltérő viselkedést mutatnak, mint a másik két, magnetit töltőanyagú MRE: a hatványfüggvény szerinti növekedés csak nagyobb fluxussűrűségnél ($B \sim 400$ mT felett) fordul át a telítési tartományba. Nagy töltőanyag-tartalomnál (36 és 50 m/m%) a vastartalmú minták tágulása nem volt mérhető ezzel a módszerrel, mert az erős mágneses térben a minták elmozdultak a mintatartóból. Ez elkerülhető lenne, ha a tér homogenitása jobb lenne, mint a jelenlegi 1%.

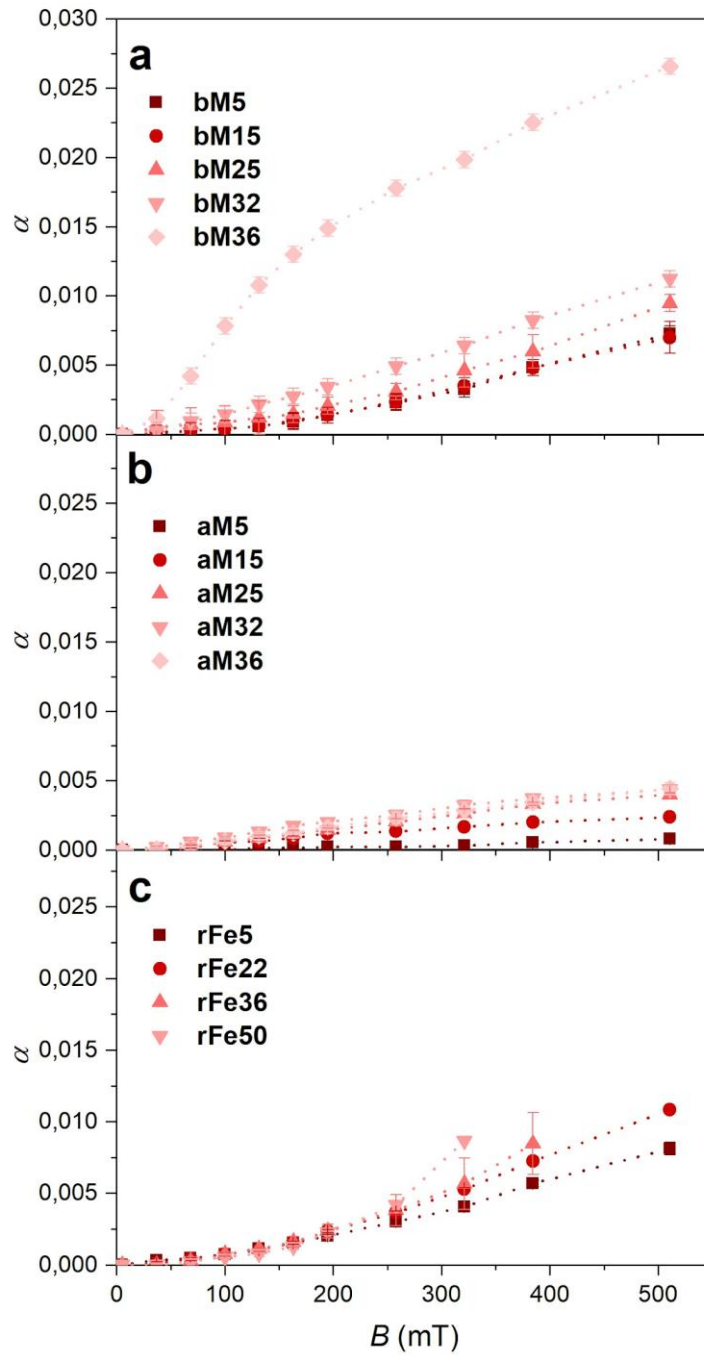
A részecske-koncentráció hatása

A deformáció nagysága nemcsak a térerősségtől függ, hanem a töltőanyag-tartalomtól, a töltőanyag mágneses tulajdonságaitól (a demagnetizáló tér nagyságától) és a mátrix rugalmassága is befolyásolja. A töltőanyag-részecskék azonban módosíthatják a mátrix rugalmasságát a 3.1. szakaszban vázolt gátló hatás révén; ezért ez a két tényező nem független egymástól. A részecskék koncentrációja és a rugalmassága a mátrix rugalmassága egymás ellen hatnak az alakváltozás nagysága tekintetében. A növekvő

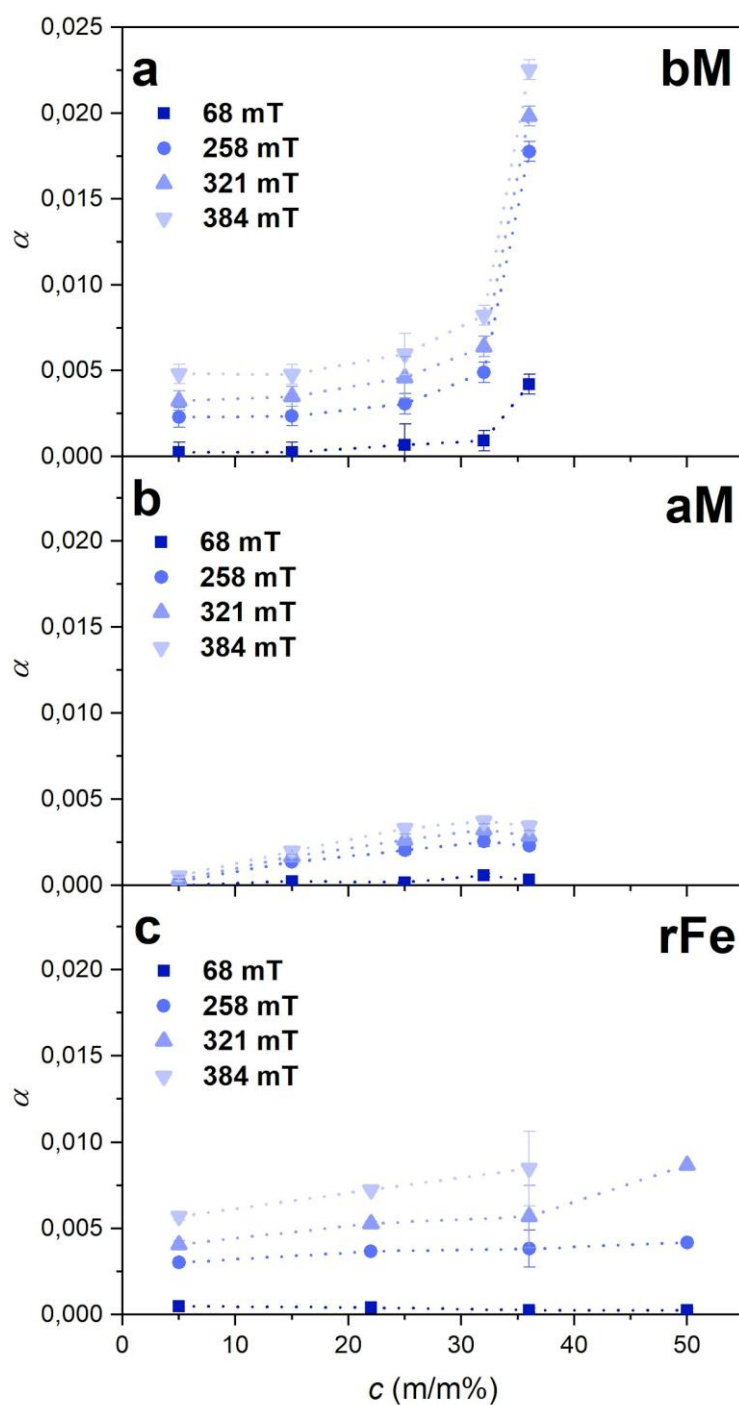
részecsketerheléssel általában nagyobb dilatáció figyelhető meg. Másrészt, ha a mátrix rugalmassága növekszik, a deformáció és a relatív MR-hatás jellemzően csökken [158, 159]. Bizonyos esetekben azonban nem áll fenn ilyen közvetlen összefüggés a mátrix rugalmassági modulusa és a tér által okozott deformáció mértéke között [160].

Az aM és bM magnetit töltőanyagok esetében a részecskék hatása a deformációra hasonló a részecskeméret (lásd a 3.5. ábrát) és a mágneses tulajdonságok miatt (a részecskék szuszceptibilitása $\chi_{aM}=0,34$ és $\chi_{bM}=0,42$, ezért a demagnetizáló tér közel azonos nagyságú), de a mátrix rugalmassága jelentősen eltér. Ha összehasonlítjuk a dilatáció koncentrációfüggését e két töltőanyag esetében, eltérő viselkedés figyelhető meg, amint az a 3.10. ábrán is látható. Az aM töltésű MRE-k közel lineáris koncentrációfüggést mutatnak, míg a bM MRE-k tágulása magas részecskekoncentráció esetén jelentősen megnő. Ez a különbség a mátrix csökkent modulusának eredménye, ami a bM töltőanyagnál a nem teljes polimerizáció miatt alakul ki. Ez látható az elasztomerek modulusának koncentrációfüggésében is (3.6. ábra), amely a bM töltőanyag esetében a 36 m/m%-nál - az aM MRE-khez képest - csak töredéke (0,051 MPa szemben a 2,774 MPa értékkel).

Ha azonban különböző részecskék (magnetit és vas) kerültek be azonos modulusú mátrixba, akkor a minták dilatációja közel lineárisan változott a részecskék koncentrációjával, ahogyan ez az aM- és rFe-töltésű MRE-k összehasonlításakor látható (3.10. b, c ábra). Az rFe MRE-k relatív tágulása nagyobb volt, mint az aM töltésű MRE-ké ugyanolyan körülmények között. Ennek oka lehet a vasrészecskék nagyobb mágneses szuszceptibilitása (5,66 vs. 0,34), ami befolyásolja a demagnetizációs tér nagyságát is. Az így kapott modulusa ezeknek az MRE-knek a töltőanyag-tartalommal együtt nő (3.8. ábra), de van különbség a nagyságrendben, ami abból adódik, hogy a vasrészecskék száma kisebb, mint a magnetitrészecskék száma azonos tömegkoncentráció mellett.



3.9. ábra. A minták deformációja a mágneses fluxussűrűség függvényében különböző koncentrációknál bM magnetit (a), aM magnetit (b) és rFe vas (c) töltőanyag koncentrációjának függvényében. A szaggatott vonalak a szemléltetés segítségére iránymutatásul szolgálnak. Néhány esetben a hibasáv kisebb, mint a szimbólum.



3.10. ábra. A dilatáció függése a részecsketöltéstől különböző töltőanyagok esetén (bM magnetit (a), aM magnetit (b) és rFe vas (c)) különböző mágneses fluxussűrűségek mellett. A szaggatott vonalak a szemléltetés segítségére iránymutatásul szolgálnak.

Néhány esetben a hibasáv kisebb, mint a szimbólum.

3.4 Összefoglalás és következtetések

A polidimetil-sziloxán alapú magnetoreológiai elasztomerek viselkedését vizsgáltam különböző töltőanyagokkal állandó mágneses térben. A töltőanyagok magnetit és vasporok voltak, különböző szemcseméret-eloszlással. Az MRE minták korong alakúak és magasság-szélesség arányuk pedig 0,47 volt.

- A deformáció előjele minden esetben pozitív volt, tehát a tér irányában tágulást lehetett megfigyelni, ami összhangban van a minták oldalarányával. Az MRE korongok becsült térfogatváltozása 0,1% alatt maradt; tehát a teljes térfogat megmaradt a tér okozta deformáció során.
- A térerősség növekedésével az MRE-k tágulása mindhárom töltőanyag esetében nagyobb lett, de a pontos tendencia a töltőanyag típusától és koncentrációjától függött.
- Az aM töltésű MRE-k közel lineáris koncentrációfüggést mutattak, míg a bM MRE-k tágulása magas részecskekoncentráció esetén jelentősen fokozódott, ami a nem teljes polimerizációnak, és így a mátrix kisebb rugalmassági modulusának tulajdonítható. A bM részecskéknek ezt a gátló hatását az elem analízissel kimutatott maradék anyagok okozhatták.
- Összehasonlítva az aM- és rFe-töltésű MRE-eket - amelyekben nem volt megfigyelhető inhibitor hatás, és így a rugalmas mátrix modulusa is azonos volt - a minták dilatációja közel lineárisan nőtt a részecskék koncentrációjával.
- Az MRE-k kapott Young-modulusa a részecske töltőanyagtartalommal együtt nőtt. Kivételt képezett a bM magnetit töltőanyag, ahol a mátrix gátolt térhálósodása volt felelős az MRE-k magas részecskekoncentráció esetén megfigyelt lágyulásáért.

Érdekes lenne kísérletileg ellenőrizni az oldalarány hatását a deformáció előjelére és nagyságára. Ehhez a fentiekben bemutatott videomikroszkópos módszert alkalmazó vizsgálatok jelenleg előkészítés alatt állnak.

Összefoglalva a vizsgálatok eredményei alapján megállapítható, hogy az izotrop magnetoreológiai elasztomerek mágneses térre adott deformációs válasza szoros összefüggést mutat a töltőanyag típusával, koncentrációjával és a minta geometriai méretarányaival. A rugalmassági modulus mérései rámutattak, hogy a minták felületi egyenetlenségei és az öntési technológiából eredő légzárványok befolyásolják a Young-modulus abszolút értékét, ezért az így kapott adatok elsősorban összehasonlító jelleggel értelmezhetők. Ugyanakkor a különböző töltőanyagok közötti eltérések jól kirajzolódtak,

ami megerősíti, hogy a részecskék típusa és felületkémiai sajátosságai meghatározó szerepet játszanak a mechanikai viselkedésben.

A mágneses tér által kiváltott deformációk vizsgálata egyértelműen igazolta Kalina és munkatársai [157] elméleti szimulációinak fő megállapítását: a kis oldalarányú ($h_0/D < 3$) minták a mágneses tér irányában tágulnak. A kísérletek során vizsgált, 0,47-es oldalarányú lapos korongminták esetében a dilatáció minden esetben kimutatható volt, ami azt jelzi, hogy a geometriai arányok alapvetően meghatározzák a belső mágneses téreloszlást és ezen keresztül a deformáció jellegét. Ez a kísérleti megerősítés különösen fontos, mert alátámasztja, hogy a mágneses térre adott alakváltozás nem csupán az anyagösszetétel, hanem a test alakjának függvénye is.

A töltőanyag-típusok közötti különbségek tovább árnyalják a képet: a nagyobb részecskeméretű vagy felületileg kevésbé kompatibilis töltőanyagok esetében gyengébb diszperzitás és kisebb deformáció volt megfigyelhető. Ez arra utal, hogy a részecskék közötti mágneses kölcsönhatások hatékonysága nagymértékben függ a részecskeeloszlás homogenitásától. A polimerizációs problémák (pl. pigmenttartalmú minták esetén) szintén rávilágítanak arra, hogy a töltőanyag kémiai tisztasága és felületi tulajdonságai közvetlenül befolyásolják a térhálósodás minőségét, és ezen keresztül a mechanikai válasz reprodukálhatóságát.

Összességében a kísérleti adatok megerősítik az elméleti modellek előrejelzéseit, de egyben rámutatnak azokra a tényezőkre is (diszperzitás, polimerizáció minősége, geometriai arányok), amelyek meghatározzák az MRE-k alkalmazhatóságát aktuátorokban és adaptív szerkezeti elemekben.

4. Magnetoreológiai elasztomerek torziós modulusának vizsgálata

Cél: Különböző töltőanyag-előkezelési módszerek és mágneses tér orientációk alkalmazásával előállított izotrop és anizotrop henger alakú magnetoreológiai elasztomer minták torziós rugalmassági modulusának meghatározása.

Ebben a kutatási részben a szilikongumi mátrixokból és stabilizált vas nanorészecske töltőanyagokból álló magnetoreológiai elasztomerek torziós rugalmassági modulusát vizsgáltam. Izotrop és anizotrop mintákat készítettem különböző töltőanyag-előkezelési módszerek és mágneses tér orientációk alkalmazásával. Összeállításra került egy mérőrendszer az izotrop és anizotrop minták torziós rugalmassági modulusának vizsgálatára.

4.1 Számítási alapok

A rugalmassági modulushoz kapcsolódó ismeretek egy részét már a 2.3.1. fejezetben tárgyaltam. Nyírás esetén viszont a nyírási rugalmassági modulusra vonatkozó alábbi összefüggés érvényes:

$$\tau = G \cdot \gamma \quad (4.1)$$

ahol:

τ - nyírófeszültség,

γ - szögelfordulás,

G – nyíró rugalmassági modulus.

A nyíró rugalmassági modulus torziós terhelések esetén is használatos. Torziós nyomaték előírására használható:

$$M_{cs} = G \cdot I_p \cdot \frac{\varphi}{l} \quad (4.2)$$

ahol:

G - torziós rugalmassági modulus

M_{cs} - torziós nyomaték (nyomaték)

I_p - poláris másodrendű nyomaték

l - csavarodási hossz

φ - csavarodási szög

Hengeres mintadarab torziós rugalmassági modulusa:

$$G = \frac{M_{cs} \cdot l \cdot 32}{d^4 \cdot \pi \cdot \varphi} \quad (4.3)$$

ahol

d - a csavart hengeres test átmérője.

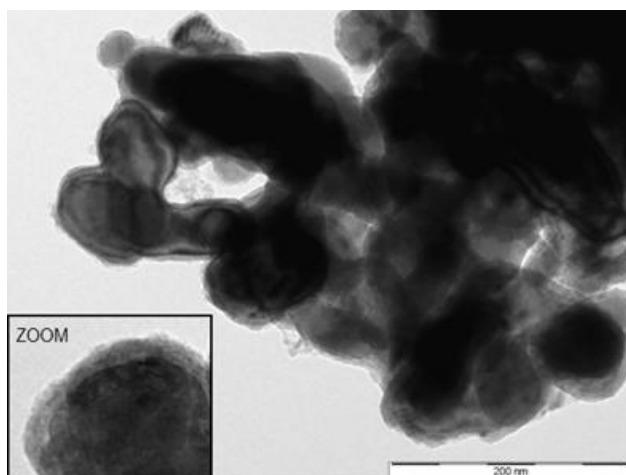
4.2 Anyag és módszer

A rugalmassági modulus vizsgálatához henger alakú, szilikongumi mátrixú és stabilizált vas szemcsés töltőanyagú mintákat készítettem. A méréshez pedig összeállításra került egy szoftveres mérőrendszer, amelyhez adatgyűjtő kártyát és nyomatékmérőt csatlakoztattam illetve a minta körül tekercset helyeztem el. Az automatikus forgatás lehetővé tételéhez egy léptetőmotorral hajtott forgatóasztal is felszerelésre került, amelynek segítségével a vezérelt elforgatást tettem lehetővé. A részletek a következő pontokban találhatók.

4.2.1 Minták és mérések

Henger alakú kompozit elasztomer mintákat készítettem, melyekhez hordozó anyagként Elastosil RT 640 típusú kétkomponensű szilikongumi anyagot (A: szilikonolaj, B: térhálósító) használtam. A minták térhálósító tartalma 6 m/m%, míg felületaktív anyag tartalma pedig 1 m/m% volt.

Az elasztomer kompozit töltőanyagaként NanoIron Nanofer STAR típusú stabilizált vas szemcséket (N-ZVI, nano scale zero valent iron, nanoméretű nulla vegyértékű vas) használtam, melyek önmagukban nagy szemcsékké állnak össze. (4.1. ábra) Az aggregáció kiküszöbölésének érdekében felületaktív anyagot alkalmaztam.



4.1. ábra: NanoIron Nanofer STAR stabilizált vasrészecskék

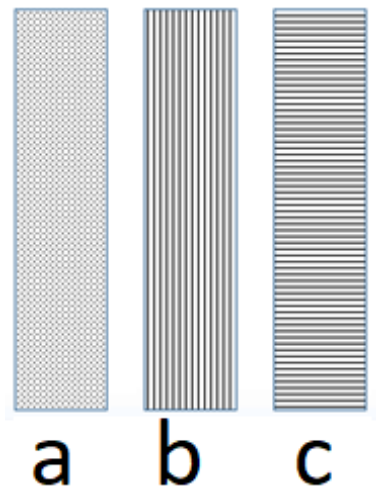
A felhasznált vasrészecskék átlagos mérete $59,8 \pm 1,3$ nm volt, a felületi oxidréteg átlagos vastagsága pedig $(4,30 \pm 0,53)$ nm (gyártói adatok alapján). A por tárolása során csomósodás volt megfigyelhető, ezért a fent említett töltőanyag előkezelés nélkül nem használható a minta előkészítéséhez. Két különböző előkezelési módszert választottam megoldásként. Az egyik előkezelés során a szilikongumi A komponensét és a felületaktív anyagot (Triton X-100) összekevertem a töltőanyag részecskékkal, és 1–2–3–4 órán át Retsch MS Micro malomban őrltem, majd hozzáadtam a térhálósító anyagot. A másik előkezelés során a vasrészecskéket fél órán át állandó körülmények között szárazon őrltem a Retsch malomban, majd hozzáadtam a többi komponenst. A minták töltőanyag-koncentrációja 26,2 m/m% és 40,0 m/m% volt. A mérési mintákat az 4.1. táblázatban bemutatottak szerint készítettem elő.

4.1. táblázat: A minták előkészítésének adatai

Minta jele	Előkezelés ideje	Előkezelés módja
26,2-1	1 h	„A” komponenssel
26,2-2	2 h	„A” komponenssel
26,2-3	3 h	„A” komponenssel
26,2-4	4 h	„A” komponenssel
26,2-0,5sz	0,5 h	Szárazon
40-0,5sz	0,5 h	Szárazon

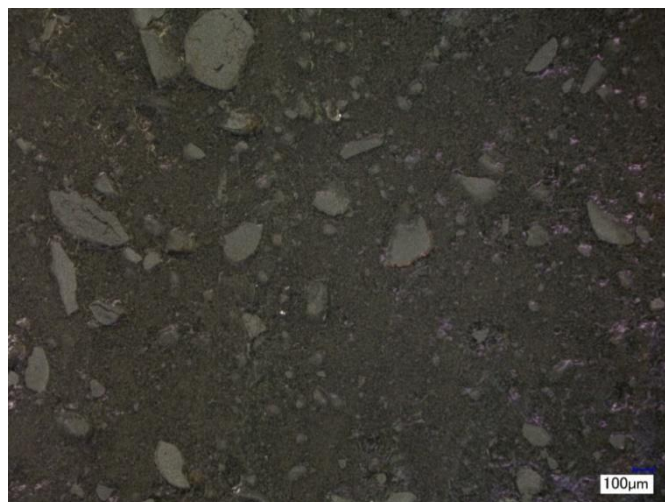
A folyékony állapotú szilikongumi és stabilizált vas kompozit keverékből a vákuum-szárítószekrényben eltávolítottam a beszorult levegőmaradványokat. Ez megakadályozta a lehetséges légzárványok kialakulását, amik gyengítenék a szerkezetet.

Izotrop minták esetében az előkészített folyékony szilikongumit henger alakú formába öntöttem, és hőlégfúvóval $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on 10 percig kezeltem. Az anizotrop (hosszanti és keresztirányú) magnetit-részecske-láncokat tartalmazó mintákat (4.2. ábra) úgy állítottam elő, hogy a folyékony keveréket tartalmazó formát egy elektromágnes pólusai között 350 mT -os homogén mágneses térben tartottam, majd $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ -os levegővel kezelve megszilárdítottam.

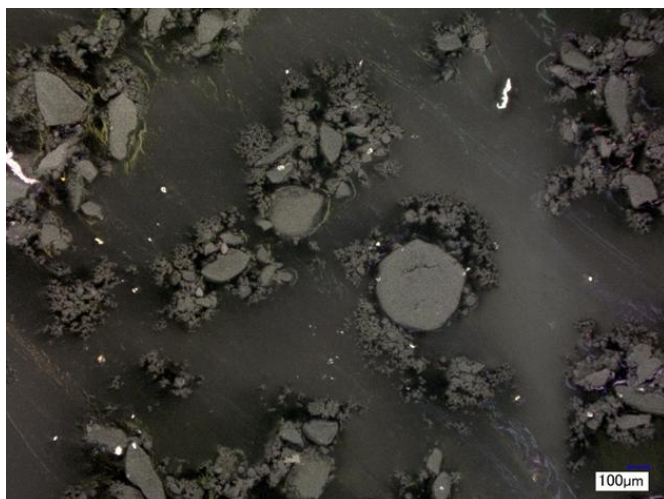


4.2. ábra: A töltőanyag elhelyezkedése a kompozit mátrixban izotrop (a), anizotrop minták, amelyek hosszirányú (b) és keresztirányú láncokat tartalmaznak (c)

A mátrixban található töltőanyagok szerkezetének mikroszkópos vizsgálatát Keyence VHX-2000 nagy felbontású videomikroszkóppal végeztem. (4.3. ábra)



a. Izotrop minta



b. Anizotrop (hosszirányú) minta



c. Aniotróp (keresztirányú) minta

4.3. ábra: Fénymikroszkópos vizsgálat eredményei

4.2.2 Mérési módszer

A minták torziós modulusának méréséhez egy mérőrendszer lett összeállítva, amely LabVIEW szoftverből, NI adatgyűjtő kártyából, nyomatékérzékelőből, léptetőmotorral hajtott forgóasztalból és a minta köré tekercselt tekercsből állt. (4.4. ábra)

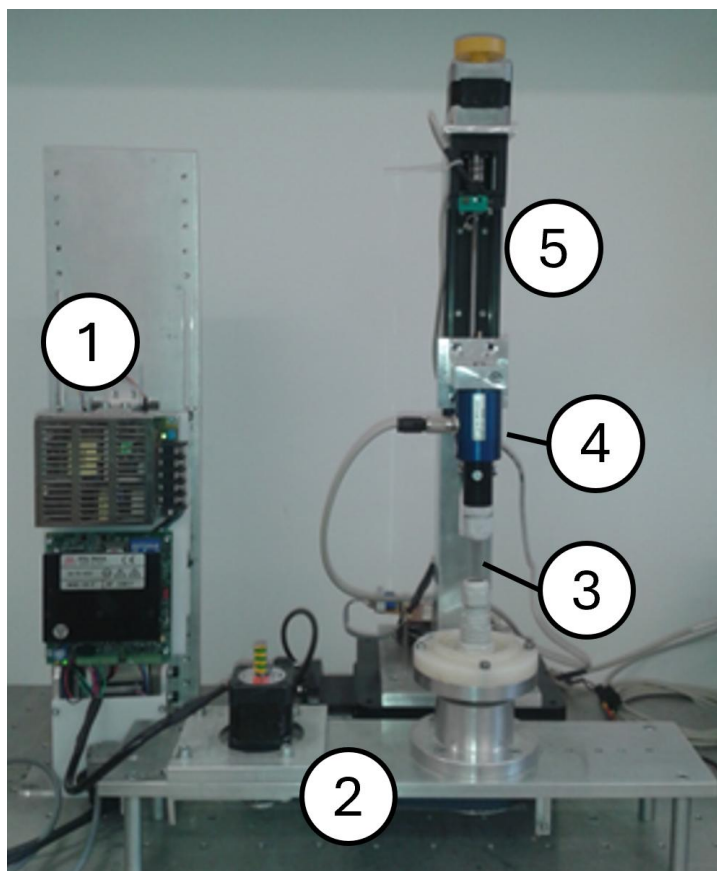
Az előkészített hengeres minták torziós modulusát a mért nyomaték alapján a (3) egyenlet szerint határoztam meg.

A torziós nyomatékot egy Burster 8625-4200 típusú nyomatékérzékelővel mértem. Mint említettem ez a mérési elrendezés elektromágneses tekercsel felszerelhető, így körülbelül 80 mT mágneses indukcióig mágneses térben is lehet vele mérni.

Méréseim során a torziós modulus változását $B=70$ mT indukciós mágneses térben határoztam meg.

A LabVIEW szoftverrel létrehozott felhasználói felületen a mérés megkezdése előtt fokokban beállítottam a kívánt forgásszöget, a minta átmérőjét, a befogási hosszúságot és a forgási lépések számát. A mérőeszköz automatikusan forgatta a mintát, miközben rögzítette a nyomatékot a forgásszög (radiánban) függvényében. A forgatás befejezése után trendvonalat illesztettem az adatokhoz, és a bevitt paraméterek alapján kiszámítottam a torziós modulus a különböző összetételű és orientációjú mintákra.

Mágneses térben végzett mérések során a tekercset termosztáttal hűtöttem.

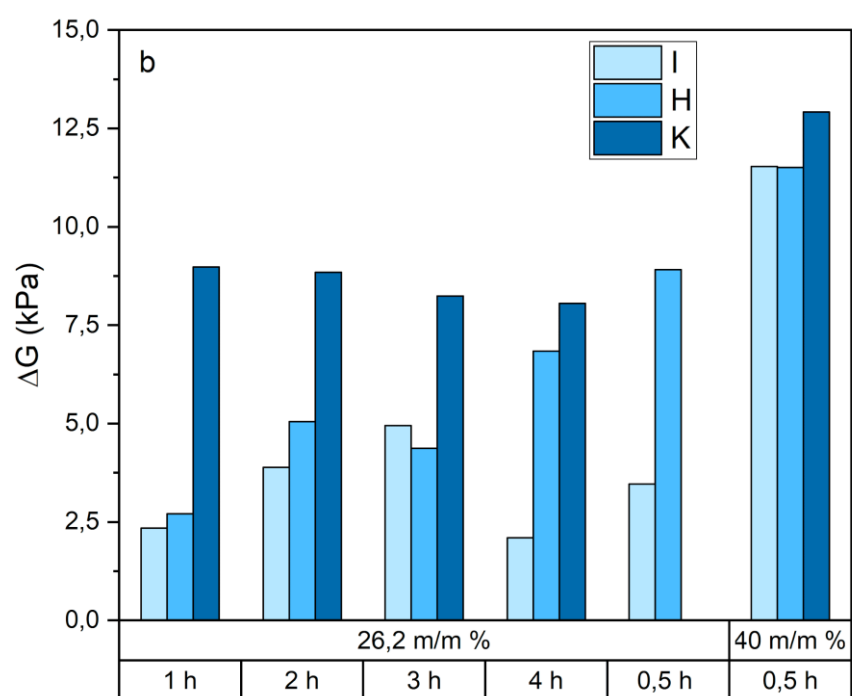
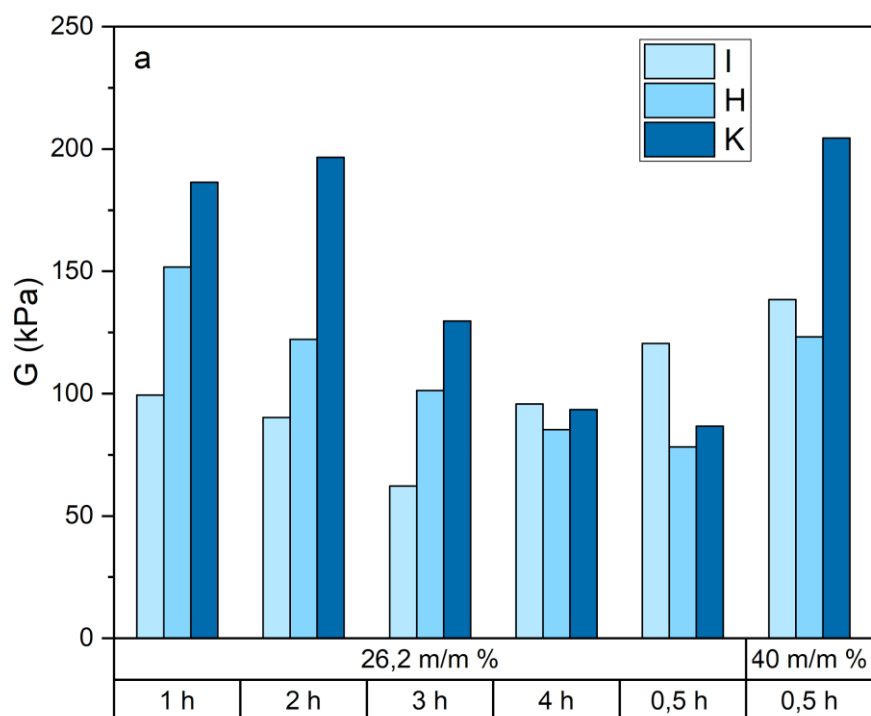


4.4. ábra: A kalibrálás során a minta torziós modulusának mérésére összeállított eszköz, ahol: 1: Léptetőmotor-meghajtó, 2: Léptetőmotorral hajtott asztal, 3: Minta, 4: Nyomatékérzékelő, 5: Magasságbeállításhoz szolgáló lineáris egység

4.3 Eredmények és elemzés

A torziós modulus mérésével megfigyeltem, hogy a minták modulusának értéke szinte mindig csökkenő tendenciát mutatott az őrlési idő növekedésével (4.5a. ábra). A 4 órán át őrlött hosszanti és keresztirányú anizotrop minták modulusa nem tért el jelentősen

egymástól. A korábbi megfigyelések alapján arra a következtetésre jutottam, hogy az őrlési kezeléssel előállított kisebb részecskék jobban eloszlának a kompozit mátrixában, és így a szilikongumival stabilizált vasrészecskék kompozitjának szerkezete gyengül. Az izotrop minták torziós modulus értékei szabálytalanul változnak.



4.5. ábra: Torziós modulus (a) és mágneses tér hatására bekövetkező változás (b) értékei különböző minták esetében (I: izotrop; L: hosszirányú anizotrop; K: keresztirányú anizotrop).

Ezeknél a mintáknál nem figyelhető meg korreláció az őrlési idő és a torziós modulus értékek változása között. Az azonos körülmények között (szárazon) fél órán át őrlött vasrészecskéket tartalmazó minták esetében a torziós modulus a töltőanyag-koncentrációval arányosan növekszik.

A mágneses tér nélkül és 70 mT-ás mágneses térben mért minták torziós modulusának különbségét az 4.5b. ábra mutatja. Megfigyelhető, hogy a keresztirányú láncokkal rendelkező mintákra nagyobb hatással van a mágneses tér, a modulusváltozás átlagosan nagyobb, mint a többi mintánál. A hosszirányú láncokat tartalmazó minták esetében a különbség az őrlési idő növekedésével növekvő tendenciát mutat. Az izotrop minták is növekvő tendenciát mutatnak 4 órás őrlési időig. A különbség azzal magyarázható, hogy a homogén eloszlású kis részecskék kevésbé érzékenyek a mágneses tér hatására, mint a nagyobb részecskeaggregátumok. Az azonos körülmények között fél órán át őrlött minták esetében megállapítható, hogy nagyobb koncentrációknál a mágneses tér hatása a vártnál nagyobb.

4.4 Összefoglalás és következtetések

Megvizsgáltam a NanoIron Nanofer STAR stabilizált vasat tartalmazó, 26,2 m/m% és 40,0 m/m% közötti vasrészecske-tartalmú kompozit elasztomerek torziós rugalmassági modulusát. Izotrop minták mellett anizotrop mintákat is készítettem, amelyekben 350 mT külső mágneses tér alkalmazásával hosszanti és keresztirányú részecskeláncokat alakítottam ki.

Az eredmények azt mutatták, hogy a töltőanyag részecskemérete és eloszlása, amelyet az őrlési idő és az előkezelési módszer befolyásolt, jelentősen befolyásolta a minták mechanikai viselkedését. A hosszabb őrlési idő általában kisebb, homogénebb eloszlású részecskéket eredményezett, ami csökkentette a mátrix teljes torziós merevségét. Az izotrop mintákban az őrlési idő és a modulus közötti kapcsolat szabálytalan volt, ami a töltőanyag diszperziója és a környező mátrix közötti komplexebb kölcsönhatásra utalt.

Megállapítottam, hogy a keresztirányú anizotrop minták általában a legmagasabb torziós modulusértékeket mutatták az összes mintatípus közül, különösen mágneses hatásra. Ez arra utal, hogy a torziós tengelyre merőleges irányú részecskeláncok nagyobb mechanikai ellenállást nyújtanak a deformációval szemben. A mágneses tér hatására bekövetkező modulusbeli különbség következetesen nagyobb volt a keresztirányú anizotrop mintákban, ami arra utal, hogy ezek jobban reagálnak a mágneses térre. Ezzel szemben az izotrop minták kisebb és kevésbé következetes modulusbeli változásokat

mutattak, míg a hosszirányú anizotrop minták mérsékelt választ mutattak, és a mágneses térre adott reakciójuk hosszabb őrlési idő alatt fokozatosan nőtt.

Az eredmények egyértelműen bizonyítják, hogy a keresztirányú anizotrop minták mind mágneses tér jelenlétében, mind annak hiányában következetesen a legmagasabb torziós modulust mutatták, megerősítve fokozott merevségüket és mágneses reagálóképességüket. Ez arra utal, hogy a torziós tengelyre merőleges irányú részecskeláncok nagyobb ellenállást nyújtanak a deformációval szemben. Ezért az ilyen MRE-k különösen ígéretesek olyan alkalmazásokhoz, amelyek nagy, irányfüggő merevséget és mágneses hangolhatóságot igényelnek, mint például az adaptív rezgéscsillapító rendszerek és a hangolható mechanikus alkatrészek.

5. A perkoláció hatása izotrop elektorreológiai elasztomerek külső elektromos térben történő deformációjára

Cél: Elektorreológiai izotrop elasztomer minták deformációjának vizsgálata külső elektromos tér hatására és a deformáció mértékének meghatározása.

Ebben a kutatási részben a töltőanyag koncentrációjának hatását vizsgáltam, különös tekintettel a részecskék perkolációjára, az izotrop, korong alakú, bárium-titanát töltőanyaggal ellátott elektorreológiai elasztomerek (ERE) térindukált alakváltozására.

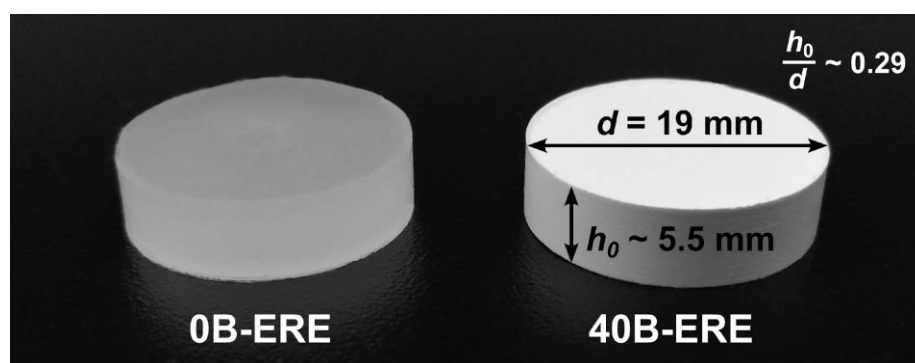
5.1 ERE-k előállítása

Korong alakú, izotrop ERE-testeket állítottam elő különböző koncentrációjú bárium-titanát (BaTiO_3) töltőanyaggal. A BaTiO_3 por formájú anyag (American Elements) átlagos részecskeátmérője $<1,5 \mu\text{m}$ volt, tetragonális kristályszerkezetű, és az eredeti állapotában került felhasználásra. Az elasztomer mátrix a Wacker által gyártott Elastosil RT604 A/B kétkomponensű szilikongumi (polidimetilsziloxán, PDMS) volt. Az A komponens tartalmazta a platina katalizátort, míg a térhálósító a B komponensben volt. A BaTiO_3 töltőanyagot az A komponensben diszpergáltam, majd ezt követően adtam hozzá a B komponenset. Az előállított ERE-k szilárdanyag-tartalmát 10 és 55 m/m% között változtattam. A pontos összetételeket a térfogati koncentrációkkal együtt az 5.1. táblázat tartalmazza. A mintáim részecske, mint töltőanyag mennyiségi tartománya hasonló a tipikus alkalmazásokban használt ERE-k koncentrációjához, de ez nagymértékben függ a részecskék kémiai összetételétől. A szilikongumi A és B komponenseinek aránya minden esetben 9:1 m/m% volt. A Triton X-100 nemionos felületaktív anyagot 1 m/m%-os koncentrációban használtam, hogy segítse a részecskék diszpergálását a folyékony komponensekben. A keveréket 30 percig tartó erőteljes mechanikai keveréssel homogenizáltam, és a légbuborékokat 25 percig vákuumban távolítottam el. A folyékony keveréket 3D nyomtatott formába öntöttem, és a polimerizációt $T=120^\circ\text{C}$ -on szárítószekrényben végeztem. A minták 40 perc után érték el a végső szilárdságukat.

A henger alakú ERE korongok méretei: $d=19 \text{ mm}$ volt az átmérő, $h_0=5,5 \text{ mm}$ magasság (a magasság-szélesség arány 1:3,5). Az 5.1. ábra példát mutat az ERE korongokra.

5.1. táblázat Az előállított elasztomer minták összetétele

Minta	BaTiO ₃ tartalom	
	(m/m%)	(V/V%)
0B-ERE	–	–
10B-ERE	10,0	1,8
20B-ERE	20,0	3,9
30B-ERE	30,0	6,5
35B-ERE	35,0	8,0
40B-ERE	40,0	9,7
50B-ERE	50,0	13,9
55B-ERE	55,0	16,5

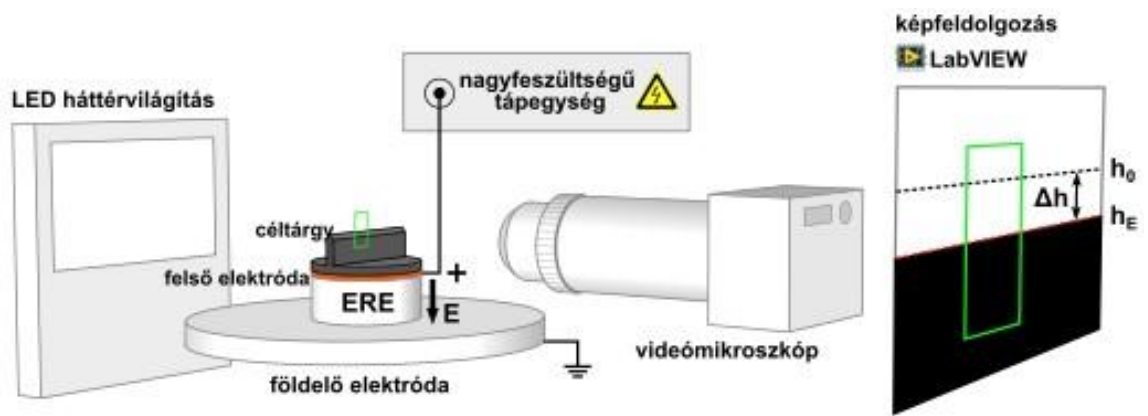


5.1. ábra. Az eltérő mennyiségű bárium-titanáttal előállított ERE korongok méretei (a bal oldali minta a PDMS elasztomert mutatja töltőanyag-részecskék nélkül)

5.2 Mérési módszerek

5.2.1 Mérőrendszer felépítése

Az ERE-k deformációjának mérésére a külső elektromos tér iránya mentén optikai kontúrmódszert alkalmaztam. A mérési elrendezés sematikus ábrája a 5.2. ábrán látható. Az elasztomer testet egy elektromosan földelt rozsdamentes acél platformra helyeztem, amely földelő elektródként szolgált. Az ERE felső felületén lévő elektróda vékony alumíniumfóliából készült (felső elektróda), amelynek átmérője megegyezett az ERE-mintával. Az elasztomer mindkét felületét vezető ezüstitlakkal festettem be az elasztomer és az elektródák közötti jobb elektromos kapcsolat érdekében.



5.2. ábra. Az elektromos tér által kiváltott deformáció mérésére szolgáló optikai kontúrmódszer sematikus ábrája.

A külső elektromos teret a felső és a födelelektroda között úgy hoztam létre, hogy egy nagyfeszültségű tápegység (HCP 14-12500, FuG Elektronik GmbH) pozitív csatlakozóját a felső elektródához csatlakoztattam. Az elektromos tér párhuzamos volt a hengeres ERE testek tengelyével. Az elektródákra kapcsolt feszültséget 0 és 6000 V között változtattam, így a külső elektromos térerősség maximuma $E=1,1 \text{ MVm}^{-1}$ volt. Meg kell jegyezni, hogy az elasztomer test belsejében az elektromos térerősség az indukált polarizáció miatt eltér a külsőleg alkalmazott tértől. A belső tér eloszlása és erőssége az anyag alakjától és az ϵ dielektromos permittivitásától függ. A kis oldalarányú, korong alakú ERE-k esetében a belső tér közelíthető értéke: $E_i \approx E/\epsilon$ [161]. Az E maximumát úgy választottam, hogy az elasztomerek átütési szilárdsága által megszabott határérték alatt maradjon. A térerősség tartománya lefedi a valós alkalmazásokban használt tipikus értékek alsó tartományát [162], azonban néhány esetben még erősebb elektromos teret is alkalmaznak ($>3 \text{ MVm}^{-1}$). Az elasztomereknek a tér irányában bekövetkező deformációja miatt az elektródahézag - és ezzel együtt a térerősség - is változik. A mért alakváltozás azonban minden esetben kisebb volt 1,3%-nál, így ezt a térerősség-változást figyelmen kívül hagytam.

A felső elektródára egy éles szélű műanyag céltárgyat helyeztem. Ez a céltárgy szabadon mozoghatott együtt a felső elektródával, és követhette az elasztomer test deformációját. A céltárgy élének kontúrja referenciavonalként szolgált a tengelyirányú deformáció érzékeléséhez. Itt jegyezném meg, hogy ezzel az elrendezéssel az elektromos tér irányára merőleges deformáció nem figyelhető meg. Az ERE korongot, amelynek felső felületén a céltárgy volt, hátulról LED-es háttérvilágítással világítottam meg, hogy jól meghatározott kontúrt kapjak. A perem helyzetét egy Point Grey Flea3 kamerából és

egy mikroszkóp objektívából (4×/0,12) készült videomikroszkópos rendszerrel követtem nyomon. A kamerarendszer nagyítását úgy választottam meg, hogy a referencia vonalnak csak egy része legyen látható a mozgás nagy felbontású (1,6 µm/pixel) érzékeléséhez.

Egy LabVIEW programban a kamera videófelvételét valós időben dolgoztam fel, és minden egyes képkockán képfeldolgozó algoritmusok segítségével határoztam meg a referenciavonal vízszintes helyzetét. Húsz képkocka átlagát használtam a vonal helyzetének kiszámításához egy adott elektromos térerősségnél. A kamerarendszer felbontásának megfelelően a relatív pozícióváltozást (az eredeti h_0 magassághoz képest, amikor $E=0$) relatív magasságváltozássá alakítottam át: $\Delta h = h_E - h_0$. Mivel a felső elektróda teljesen lefedte a korong tetejét, a felület inhomogén mikrodeformációit a céltárgy átlagolta. Ezért a mért Δh deformáció a teljes keresztmetszetre jellemző volt. A teljes deformációnak az eredeti mérethez viszonyított hányadosaként számítottam ki az alakváltozást is: $\alpha = \Delta h / h_0$. A céltárgy és a felső elektróda együttes tömege olyan kicsi volt, hogy az általa okozott nyomófeszültség csak elhanyagolható mértékben (<0,011%) deformálta az ERE korongokat. Az ERE korongokra nem alkalmaztam további feszültséget, ezért az elektromos tér által kiváltott deformációt feszültségmentes állapotból kiindulva mértem. A mérési módszerrel a deformáció 12%-nál kisebb hibával határozható meg.

5.2.2 Fajlagos vezetés és dielektromos tulajdonságok

Az ERE korongok komplex dielektromos permittivitását $\tilde{\epsilon}(\omega)$ kapacitív párhuzamos lemezes módszerrel mértem $f=1$ kHz és $f=1$ MHz közötti frekvenciákon. Az ERE korongot az Agilent 16451B dielektromos mérőberendezés elektródái közé helyeztem, mint egy dielektromos kondenzátort alkotva. A kapacitás (C_p) és az elektromos ellenállás (R_p) értékét egy Agilent 4284A impedanciaanalizátorral mértem párhuzamos RC-modell szerint. A valós és képzetes részek $\tilde{\epsilon}(\omega) = \epsilon'(\omega) - i\epsilon''(\omega)$ (ahol $\omega = 2\pi f$ a körfrekvencia, és i a képzetes egység) a következőképpen számítottam ki:

$$\epsilon' = \frac{h_0 C_p}{\epsilon_0 A_e} \quad (5.1.)$$

és

$$\epsilon'' = \frac{h_0}{2\pi f R_p \epsilon_0 A_e} \quad (5.2.)$$

ahol h_0 az ERE korong magassága, amely megegyezik az elektródahézaggal, A_e a védett elektróda keresztmetszete és ϵ_0 a vákuum permittivitása. A (5.2) egyenletből a váltakozó áramú fajlagos vezetés a következőképpen is kifejezhető:

$$\sigma_{ac} = \frac{h_0}{R_p A_e} = \epsilon'' \epsilon_0 2\pi f \quad (5.3.)$$

Az ERE korongok egyenáramú elektromos vezetését IM6 megohmméterrel (RE Technology) mértem. A mintát két rozsdamentes acél elektróda közé szorítottam. A vizsgálati feszültség $U=100$ V volt. Az ERE minta mért elektromos ellenállása (R) alapján az egyenáramú fajlagos vezetést a következő egyenlet szerint számoltam ki:

$$\sigma_{ac} = \frac{h_0}{RA} \quad (5.4.)$$

ahol A a minta keresztmetszete. Minden dielektromos mérést $T=21$ °C hőmérsékleten végeztem.

5.2.3 A részecskeszerkezet morfológiája

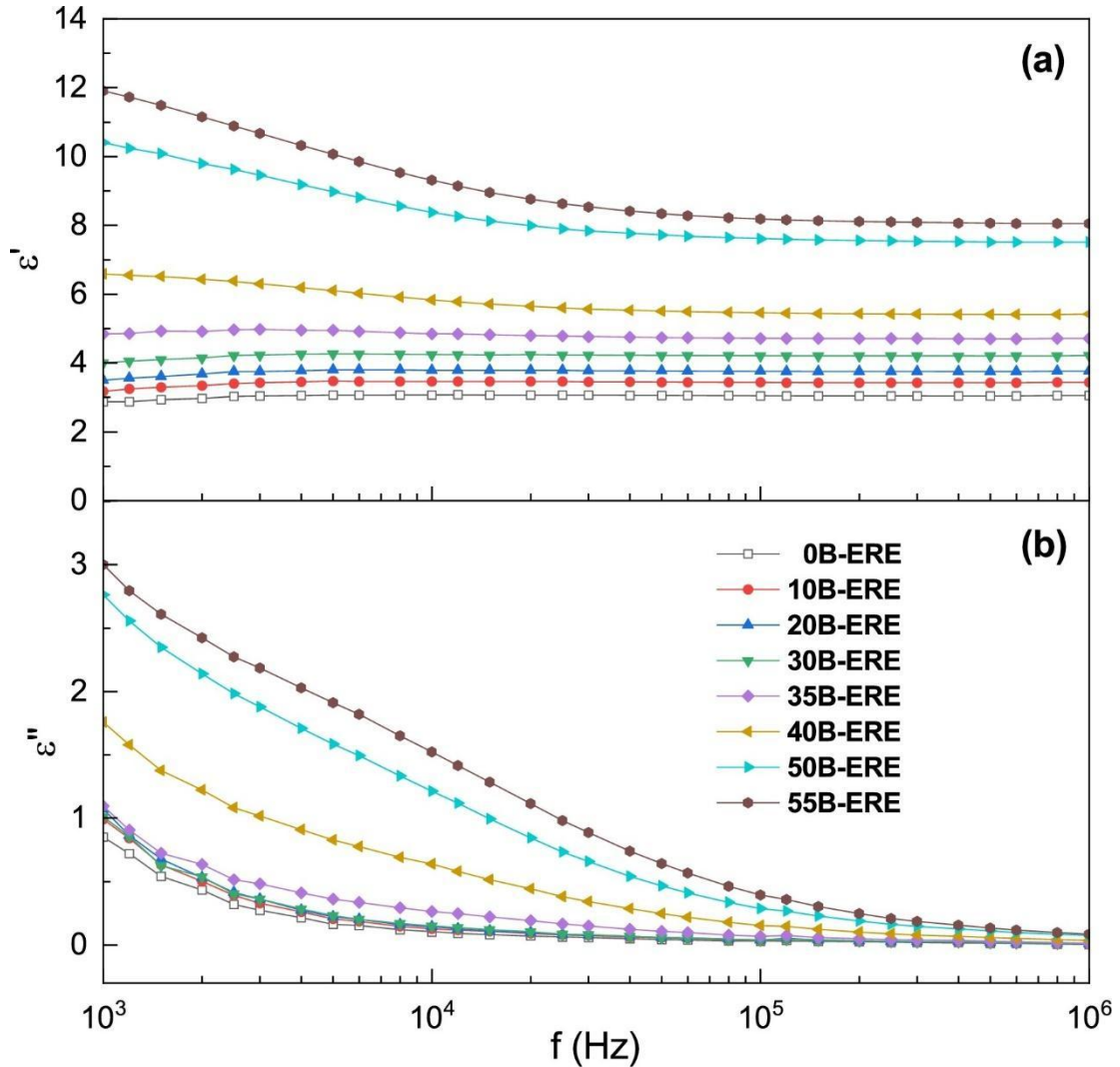
A különböző töltőanyag tartalmú elasztomer minták részecskeszerkezetének megfigyelésére keresztmetszeti felvételek készültek pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM). A felvételek egy Apreo (Thermo Fisher) SEM berendezéssel készültek 20,0 kV-os gyorsítófeszültség mellett.

5.3 Eredmények és összegzés

5.3.1 Perkolációs küszöbérték

Az 5.3. ábrán a különböző részecsketartalmú ERE-k dielektromos spektrumai (a komplex permittivitás valós és képzetes részei a frekvencia függvényében) láthatók. Az elasztomerek nem mutattak dielektromos relaxációt a vizsgált frekvenciatartományban. 35 m/m% töltőanyag-tartalom felett a ϵ' értéke növekedést mutatott az alacsony frekvenciák irányában, ami a Maxwell-Wagner-polarizációnak tulajdonítható. Ez jellemző az inhomogén elasztomerekre. A jelenséget a szilárd részecskék és az elasztomer mátrix közötti dielektromos határrétegben fellépő határfelületi polarizáció okozza. Az alacsonyabb frekvenciatartományban a ϵ'' is növekedett (különösen 35 m/m% felett), megközelítőleg -1-es meredekséggel (log-log skálán), ami megerősíti a dc típusú elektromos vezetést. A ϵ' és ϵ'' értékeket a dielektromos spektrumokból választott frekvenciákon vettem ki, és a töltőanyag koncentrációjától való függésüket az ac és dc

fajlagos vezetéssel együtt az 5.4. a), 5.4. b) és 5.4. c) ábrán mutatom be. A váltakozó áramú fajlagos vezetést az (5.3) egyenlet szerint számoltam ki.

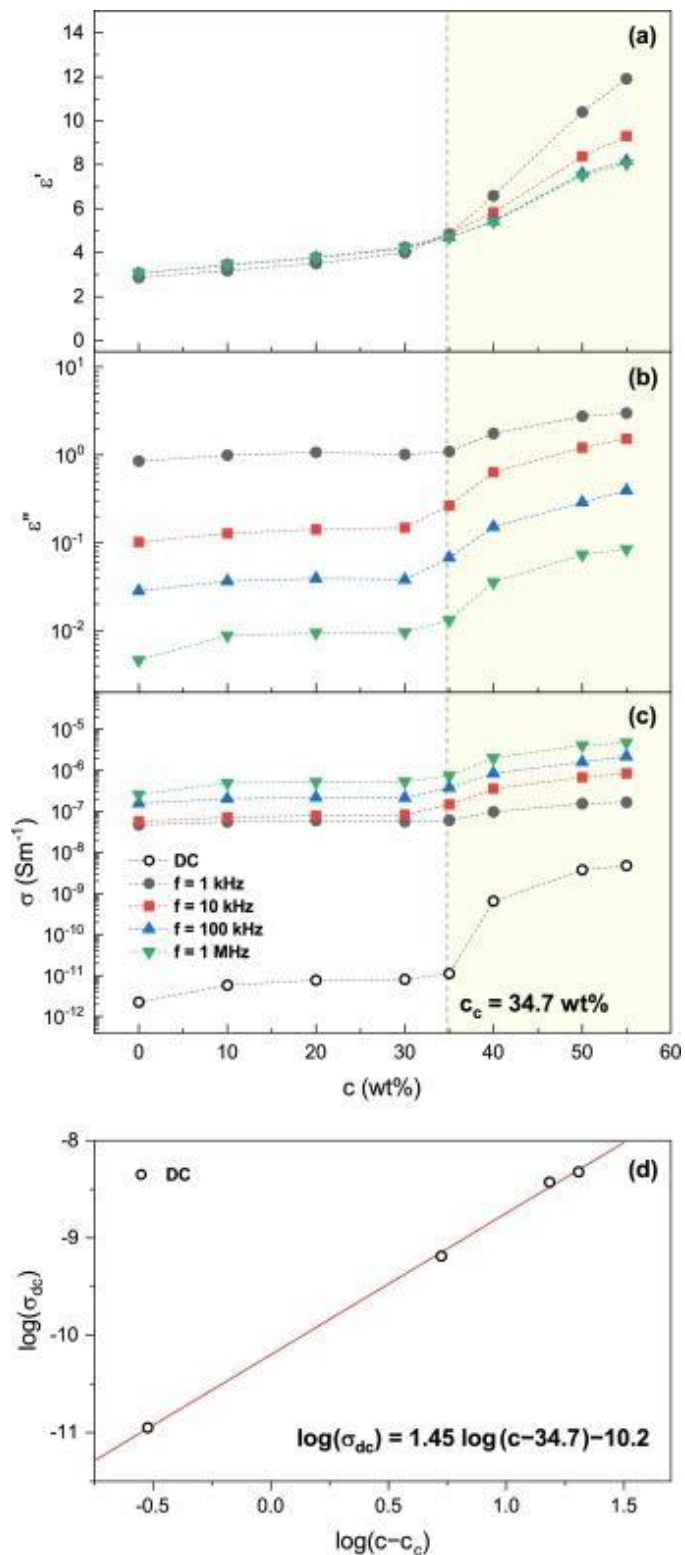


5.3. ábra. A komplex permittivitás frekvenciafüggő valós (a) és képzetes (b) része különböző töltőanyag-koncentrációk esetén.

Az elasztomerek egyenáramú fajlagos vezetése hirtelen nagyságrendekkel nő, ha a részecskekonzentráció nagyobb, mint 35 m/m% (5.4. ábra c)). A fajlagos vezetés hirtelen változása a BaTiO₃ részecskék perkolációjára utal, mivel az összefüggő részecskehálózat, amely az ERE korong teljes térfogatát átfogja, elektromos vezetőként viselkedik. A klasszikus perkolációs elméletet [163] használtam az ERE-k küszöbkonzentráció c_c felett fellépő egyenáramú vezetőképességének modellezésére:

$$\sigma_{dc} = \sigma_0 (c - c_c)^t \quad (5.5.)$$

ahol σ_0 a töltőanyag fajlagos vezetésétől függő konstans, t pedig a kritikus exponens.



5.4. ábra. A komplex permittivitás frekvenciafüggő valós (a) és képzetes (b) része, az egyenáramú (üreges szimbólumok) és ac fajlagos vezetés (c) a BaTiO₃-tartalom függvényében. A $\log(\sigma_{dc})$ kontra $\log(c - c_c)$ diagram (d) legjobb lineáris illesztése (folytonos piros vonal) adja a perkolációs küszöbértéket ($c_c = 34,7$ m/m%), amelyet az (a), (b) és (c) ábrákon a függőleges szaggatott vonalak jelölnek.

A pontos c_c perkolációs küszöbértéket a (5.5) egyenlet linearizált formája szerint határoztam meg, és addig változtattam a c_c -t, amíg a legjobb lineáris illeszkedést el nem értem. A $\log \sigma_{dc}$ vs. $\log (c-c_c)$ diagram a 5.4. ábra (d) ábrán látható a legjobb lineáris illesztéssel együtt. A perkolációs küszöbérték $c_c=(34,7\pm0,1)$ m/m% (7,9 V/V%), míg a kritikus exponens $t=1,45$ volt.

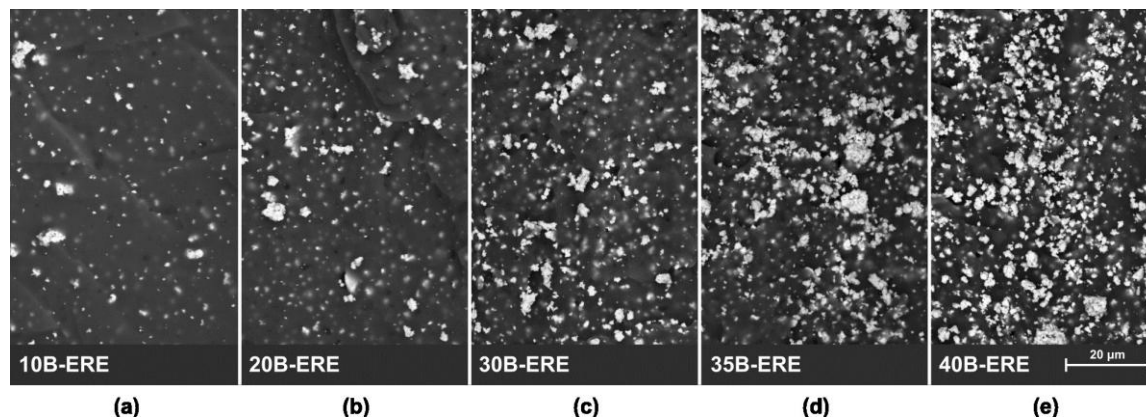
Az egyenáramú fajlagos vezetésből meghatározott perkolációs küszöb jól korrelál azzal a küszöbkonzentrációval, ahol az elasztomerek váltakozó áramú fajlagos vezetése (és így ϵ'') alacsony frekvenciákon ($f\sim 1$ kHz) gyorsan nőni kezd (5.4. ábra b) és c)). Megjegyezném azonban, hogy magasabb frekvenciákon ($f\geq 10$ kHz) **az adatok azt jelzik, hogy az éles növekedés már alacsonyabb koncentrációnál** ($c\sim 30$ m/m% körül) kezdődik, de a határérték ilyen mértékű eltolódásának igazolásához a frekvenciával együtt a perkolációs küszöb körüli koncentráció jobb pontosságára és nagyobb felbontására lenne szükség. A határkoncentráció alatt az ac fajlagos vezetés és a ϵ'' lényegében független a töltőanyagtartalomtól, ami összhangban van azzal, hogy a részecskék közötti nagyobb távolság akadályozza az elektromosan vezető hálózat kialakulását.

A BaTiO₃ részecskék hozzáadása a permittivitás valós részének növekedését okozza még a perkolációs határ alatt is, de csak kis mértékben: a tiszta PDMS mátrix esetén $\epsilon'=3,04$ -es permittivitásáról $\epsilon'=4,71$ -re növekszik. A permittivitás $c<c_c$ -ig független a frekvenciától. A perkolációs küszöbön túl egy nagyobb, frekvenciafüggő növekedés figyelhető meg és az 55B-ERE permittivitása $f=1$ kHz-en eléri a 11,91-et (lásd a 5.4. ábra a) pontját).

Ha a dielektromos adataimat összehasonlítjuk más, hasonló BaTiO₃/PDMS ERE-kre vonatkozóan rendelkezésre álló eredményekkel, nagyon jó egyezést láthatunk. Namitha és munkatársai [164] eredményei például ~ 16 V/V%-os BaTiO₃-tartalom esetén $\epsilon'\approx 7,8$ (1 MHz-en), **míg az 55B-ERE mintám értéke $\epsilon'=8,05$ értéket mutatott.**

Az 5.5. ábrán bemutatott SEM-felvételek megerősítik, hogy a részecske-szerkezetben közvetlenül kimutatható változások vannak a perkolációs küszöb körül. A $c=10$ m/m%-nál a véletlenszerűen diszpergált részecskék többsége izolált, és csak néhány részecskecsomó látható (a nem teljes homogenizáció miatt). A koncentráció növelésével a klaszterek száma is növekszik, és $c=35$ m/m%-nál már hosszabb, egymáshoz érő részecske-klaszterekből álló szálak is jelen vannak. $c=40$ m/m%-nál a legtöbb részecske a klaszterek és a szálak része, és csak néhány elszigetelt részecske látható. Itt jegyezném

meg, hogy a teljes 3D részecskehálózat nem látható a SEM-felvételeken, mivel ezek csak az ERE-testek 2D-s metszetét mutatják, de a megfigyelt klaszterek és szálak a véletlenszerűen elágazó háromdimenziós hálózat felszínhez közeli részeiként értelmezhetők.



5.5. ábra. Az ERE-k keresztmetszeti SEM-felvételei növekvő töltőanyag mennyiséggel (10 m/m% (a) és 40 m/m% (e) között)

5.3.2 Az elektromos tér okozta deformáció koncentrációfüggése

Az alakváltozás (α) a külső elektromos térerősség függvényében a különböző töltőanyag tartalmú ERE-k esetében az 5.6. ábrán látható.

Az ERE-kre kapcsolt elektromos teret lépésenként növeltem, nulláról kiindulva, és fokozatosan közelítettem $E=1,1 \text{ MVm}^{-1}$ felé. Minden egyes lépésnél 10 másodpercig állandó értéken tartottam, mielőtt az alakváltozás nagyságát meghatároztam volna. A deformáció teljesen reverzibilis volt, az ERE korongok az elektromos tér megszüntetése után visszanyerték eredeti magasságukat.

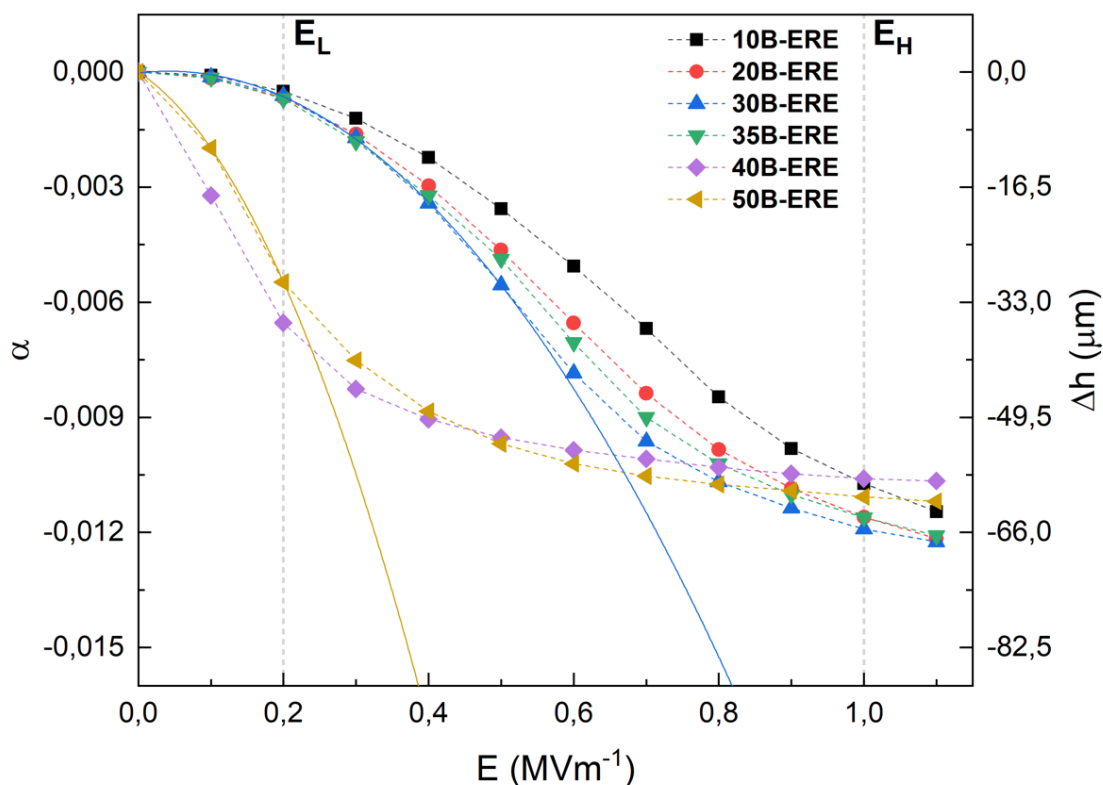
Minden minta összehúzódott ($\alpha < 0$) a tér irányában. A térérzékeny elasztomer testek összehúzódása az elasztomer test elektrostrikiója és a Maxwell-effektus közötti kapcsolat eredménye. Ez utóbbit az ellentétesen töltött elektródák közötti vonzó Coulomb-erő okozza, amely nyomófeszültséget gyakorol az elasztomertestre. Az ERE-k esetében az elektrostrikió dominál, és a Maxwell-hatás hozzájárulása a teljes összehúzódáshoz általában kevesebb, mint 5% [165, 166].

A Maxwell-effektus okozta alakváltozás nagysága a következőképpen számítható:

$$S_M = -(\epsilon_0 \epsilon' E^2) / (2Y) \quad (5.6.)$$

ahol Y az elasztomer Young-modulusa [166], amit erő-alakváltozás mérésel lehet meghatározni. A legnagyobb Maxwell-hatást az 55B-ERE minta mutatná (mivel ennél a

mintánál a legnagyobb az ϵ') a maximális elektromos térerősségnél. Ebben az esetben a Maxwell-hatás becsült nagysága a mért teljes tér-indukált alakváltozás 0,33%-a volt. Az összes többi minta kisebb Maxwell-hatást mutat, ezért úgy gondolom, hogy ebben az esetben az α pusztán az anyag elektrostrikiójának eredménye.



5.6. ábra. Az ERE-k deformációs válasza különböző töltőanyag mennyiséggel (szimbólumok) az elektromos terekre. A térerősség növekedésével a tendencia jelentősen megváltozik, ha a töltőanyag mennyisége meghaladja a perkolációs küszöbértéket (40B-ERE és 50B-ERE minták). A folytonos vonalak a kvadratikusságot mutatják az alacsony térerősségű tartományban a 30B-ERE és az 50B-ERE esetében.

Az ERE-k elektrostrikióját általában az indukált dipólusmomentumokat hordozó részecskék közötti dipólus-dipólus kölcsönhatás alapvető mikroszkopikus modelljével magyarázzák, amely részecske-elasztikus mátrix kölcsönhatással párosul. Amint azt korábban már említettem (lásd a 2. fejezetet), a teljes deformáció ennek a szerkezeti hatásnak és a makroszkopikus alakhatás eredője. Ez utóbbi mindig pozitív előjelű deformációt okoz. Kis oldalarányoknál azonban, mint ahogy a mintáim esetében ($\sim 0,29$) is fennáll, a makroszkopikus alakhatás gyenge, és a szerkezeti hozzájárulás dominál. Ez utóbbi változó nagyságú pozitív vagy negatív előjelű lehet, ahogyan azt szimulációs

eredmények is mutatták [140]. Például, izotrop ERE-k a legtöbb esetben a tér mentén összehúzódnak, de ha a részecskeszerkezetet térközepes- vagy lapközepes köbös szerkezettel közelítjük, akkor megnyúlás (azaz pozitív elektrostrikción) várható. E rendszerek viselkedésének összetettségét és a mikroszerkezet fontosságát tovább hangsúlyozandó jegyezném meg, hogy korábbi eredményeim szerint az analóg mágneses esetre vonatkozóan az izotrop MRE testek (PDMS mátrixban véletlenszerűen diszpergált vasrészecskékkel) a mágneses tér irányában megnyúltak. Ez ellentétben áll az itt használt izotrop ERE-testek viselkedésével az azonos rugalmas mátrix és a hasonló makroszkopikus méret és alak ellenére. Ennek a különbségnek az oka ismét a részecskeforma és méreteloszlás különbsége miatt eltérő mikroszerkezetben keresendő.

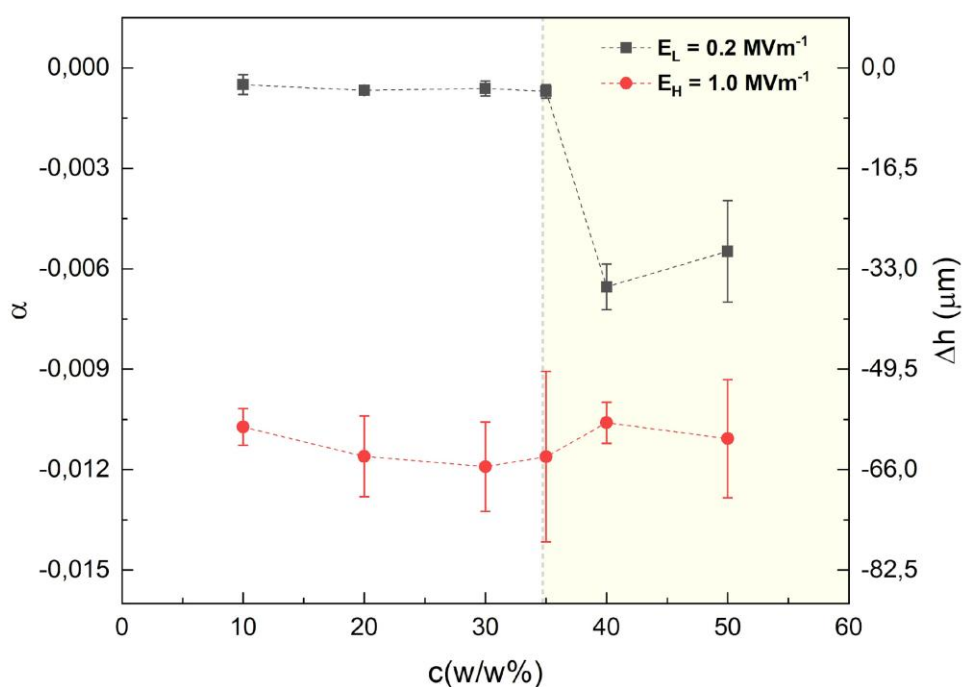
Ahogy azt az 5.6. ábra mutatja, az összehúzódnak nagysága az E -vel nőtt, bár a térerősség tekintetében két régió különböztethető meg. Gyenge elektromos terek esetén $|\alpha|$ gyorsan nő a külső térerősséggel. A tendencia ebben a régióban kvadrátikus, amint azt a 6. ábrán látható illesztett görbék ($\alpha = kE^2$ formában, ahol k egy illesztési paraméter) mutatják. Ez megfelel az elméleti modelleknek és annak az általános megfigyelésnek, hogy az elektrostrikción az elektromos térerősség négyzetével skálázódik [167]. Erősebb elektromos terekben azonban $|\alpha|$ megközelíti a telítési értéket, és az E további növelése nem okoz nagyobb összehúzódnak. Hasonló nemlineáris viselkedés, amikor a négyzetes tendencia telítésbe fordul, gyakran ez a jelenség megfigyelhető más típusú kompozit elasztomerek esetében is [166]. Az α maximuma $\alpha = -0,0107$ és $\alpha = -0,0122$ között volt, ami $\Delta h = (-59 \pm 3) \mu\text{m}$, illetve $\Delta h = (-67 \pm 8) \mu\text{m}$ jellemző abszolút alakváltozásnak felel meg. Az ERE-k esetében, ahol az elektromos tér által kiváltott deformáció tisztán elektrostrikción (a Maxwell-hatás elhanyagolható), ezek az értékek tipikusak és hasonlóak más ERE-anyagokhoz [166].

Az E átmeneti tartomány, ahol a kezdeti kvadrátikus tendencia a telítettséghez való közeledésbe vált át, nagymértékben függ a töltőanyag koncentrációjától. A $c = 35 \text{ m/m\%}$ -os töltőanyagtartalomig az ERE-k hasonlóan viselkednek: az E átmeneti tartománya $0,5 \text{ MVm}^{-1}$ felett van. Ezzel szemben, ha a részecskekoncentráció meghaladja a perkolációs küszöböt ($40 \text{ m/m\%}$ vagy nagyobb), akkor az α nagysága sokkal gyorsabban nő a térerősséggel, és a telítettségbe való átmenet már $0,2 \text{ MVm}^{-1}$ felett bekövetkezik.

Az ERE-k különböző töltőanyag mennyiséggel való viselkedésének jelentős különbségét mutatja az 5.7. ábra, ahol az α a töltőanyag-koncentráció függvényében látható alacsony és magas térerősségnél. Az alacsonyabb térerősségű tartományban ($E_L = 0,2 \text{ MVm}^{-1}$) a kontrakción nagysága körülbelül tízszeresére nő, ha a BaTiO_3

részecskék koncentrációja meghaladja a 35 m/m%-ot, ami nagyon jól korrelál az egyenáramú fajlagos vezetés alapján meghatározott perkolációs küszöbértékkel. Mivel a perkoláció megindulásával a részecskék helyi elrendeződése jelentősen megváltozik a véletlenszerű eloszláshoz képest (pl. csökken a részecskék közötti távolság), nem meglepő, hogy ez nagymértékben befolyásolja a deformációt. A dipólus-dipólus kölcsönhatásokból eredő szerkezeti hatás a részecskék közötti távolság csökkenésével erősebbé válik, így az elektromos térre adott válasz jelentősen fokozódik, ha a részecskék egymáshoz közel, összefüggő hálózatban helyezkednek el.

Másrészt a töltőanyag mennyiségének a perkolációs határon túli növelése nem növeli jelentősen a deformáció nagyságát, mert a részecskeszerkezet olyan sűrűvé válik, hogy a részecskék helyi átrendeződését akadályozzák egymás között. Ez látható az 5.6. és 5.7. ábrán, mivel a 40 m/m% és 50 m/m% töltőanyag-koncentrációjú ERE-k közel azonos választ mutatnak. Ráadásul, nagyobb térerősségnél ($E_H=1,0 \text{ MVm}^{-1}$), amikor a deformáció telítődésnél bekövetkezik, az α függetlenedik a koncentrációtól, és minden ERE hasonló maximális deformációval rendelkezik ($|\alpha| \sim 0,012$).



5.7. ábra. Az elektromos tér által kiváltott deformáció koncentrációfüggése különböző térerősségeken. Az a koncentráció, ahol a deformáció nagyságának hirtelen változása bekövetkezik (kisebb térerősségnél (E_L)), megfelel a perkolációs küszöbnek (a

függőleges szaggatott vonallal jelölve). Erősebb elektromos terekben (E_H) a deformáció független a töltőanyag koncentrációjától.

5.4 Összefoglalás és következtetések

Korong alakú (1:3,5 méretarány), PDMS alapú elektoreológiai elasztomerek különböző $BaTiO_3$ töltőanyag-tartalommal szintetizáltam, és tanulmányoztam a deformációjukat axiális elektromos térben. A következő jelentősebb eredményeket kaptam:

- A szintetizált ERE testek az elektromos tér iránya mentén - tengelyükkel párhuzamosan - összehúzódtak, és az elektromos tér kikapcsolásakor visszanyerték eredeti magasságukat. Az összehúzódás nagysága az E -vel négyzetesen változott az alacsony térerősségű tartományban, ami nagyobb térerősségnél telítésbe ment át.

- Az elektromos tér által kiváltott deformációs választ nagymértékben befolyásolta a perkolált részecskeszerkezet jelenléte. A $BaTiO_3$ részecskék perkolációs küszöbe az egyenáramú fajlagos vezetés szerint $c_c=(34,7\pm0,1)$ m/m% (7,9 V/V%) volt, ahol a dielektromos permittivitás is jelentősen változott. A részecskeszerkezet változását közvetlenül a perkolációs küszöb körül SEM-felvételekkel igazoltam.

- A perkolációs küszöbérték felett az elektromos tér által kiváltott összehúzódás nagysága ~ 10 -szeresére nő az alacsony térerősségű tartományban ($E \approx 0,2 \text{ MVm}^{-1}$). Nagy térerősségen a perkolációnak nincs hatása a kontrakció nagyságára. A részecskekoncentrációtól függetlenül minden mintában közel azonos volt a maximális magasságcsökkenés, amely $E=1,1 \text{ MVm}^{-1}$ esetén $\sim 65 \mu\text{m}$ nagyságrendű ($\sim$ az eredeti magasság 1,2%-a).

Az eredmények azt mutatják, hogy ha az ERE-k hatékonyságának maximalizálásához alacsonyabb térerősségre van szükség, akkor a töltőanyag-tartalomnak meg kell haladnia a perkolációs küszöbértéket, mivel ugyanaz a deformáció sokkal kisebb térerősséggel is elérhető. Másrészt a még nagyobb szemcsekoncentráció sem javítja tovább a hatékonyságot, így az optimális részecskemennyiség éppen a perkolációs küszöbérték felett van.

Mint rámutattam, a perkoláció okozta mikroszerkezeti változásoknak a deformációra gyakorolt jelentős hatása elsősorban a dipólus-dipólus kölcsönhatások távolságfüggő természetével magyarázható. Nyilvánvaló azonban, hogy a rugalmas mátrix által gátolt dipólusok közötti kölcsönhatások kizárólagos figyelembevétele nem nyújt teljes körű

leírást a részecskeszerkezet és a térindukált deformáció közötti kapcsolatról. Így ezen anyagok összetett viselkedésének minden aspektusát lefedő leíráshoz további kísérleti és elméleti kutatásokra van még szükség.

6. Tézisek

1. Polidimetil-sziloxán alapú lapos, korong alakú magnetoreológiai elasztomerek viselkedését vizsgáltam különböző töltőanyagokkal (kétféle magnetit és vas) és izotrop illetve anizotrop eloszlásban, állandó mágneses térben. (Vonatkozó publikációk: [C1], [K1], [K2])

1.1. Korábbi szakirodalmi elméleti szimulációk eredményei alapján a magnetoreológiai elasztomerek deformációjának előjele függ a geometriai testek méretarányától. Kísérleti eredményeim alapján megállapítottam, hogy az összes vizsgált mintánál a méretarányoknak megfelelően (lapos korongok 0,47-es magasság-szélesség aránnyal), a mágneses tér irányában dilatációt lehetett megfigyelni, ami alátámasztja az elméleti eredmények jóslatait.

1.2. Megállapítottam, hogy a töltőanyag koncentráció növekedésével lineárisan növekedett a deformáció mértéke a magnetit és a vas töltőanyagok esetén. Azonban, ha egyéb szennyezőanyagok vannak jelen a magnetitben (amik gátolják a polimerizációt) az jelentősen befolyásolja a koncentráció mértékét. A szennyezőanyagok okozta gátolt polimerizáció által megváltozik a mátrix rugalmassága.

2. Polidimetil-sziloxán alapú, töltőanyagként vasat tartalmazó, henger alakú magnetoreológiai elasztomerek torziós modulusát vizsgáltam tér nélkül és állandó mágneses térben. Mértem a mágneses tér hatására bekövetkező MR-effektusként értelmezhető torziós modulus változást. A töltőanyag izotrop illetve anizotrop eloszlású volt. (Vonatkozó publikációk: [C2], [K3])

2.1. A töltőanyag részecskemérete és eloszlása jelentősen befolyásolta a minták mechanikai viselkedését. A részecskeméretet az őrlési idővel befolyásoltam. A kisméretű, homogénebb eloszlású részecskéket tartalmazó elasztomer torziós rugalmassága kisebb volt.

2.2. A töltőanyag koncentrációjának növelése mindhárom esetben növelte az MR effektus mértékét, amely a keresztirányú láncokat tartalmazó minták esetén jelentősen nagyobb volt. Ez arra utal, hogy a keresztirányú láncokat tartalmazó minták esetén a kialakult láncok jobban gátolják a deformációt. Megállapítottam, hogy a keresztirányú láncokat tartalmazó mintákban geometriai okok miatt

nagyobb a láncsűrűség, mint a hosszirányban polarizált minták esetén, ami erősebb dipólusos lánc-lánc kölcsönhatást eredményez, s ez növeli a torziós modulust.

2.3. A MR-effektus tapasztalható volt az izotrop és a hosszirányú láncokat tartalmazó minták esetén is, de az utóbbi esetben nagymértékben függött az őrlési időtől is.

3. Korong alakú (1:3,5 méretarány), PDMS alapú elektoreológiai elasztomerek különböző BaTiO₃ töltőanyag-tartalommal szintetizáltam, és tanulmányoztam a deformációjukat axiális elektromos térben. (Vonatkozó publikációk: [C3], [K4], [K5])

3.1. Megállapítottam, hogy a kialakított ERE testek az elektromos tér iránya mentén - tengelyükkel párhuzamosan – reverzibilisen összehúzódtak. Az összehúzódás nagysága az elektromos térerősséggel négyzetesen változik a kis elektromos tereknél ($\sim 0,2 \text{ MVm}^{-1}$), ami nagyobb térerősségnél ($\sim 1 \text{ MVm}^{-1}$) telítésbe megy át.

3.2. Megállapítottam, hogy az elektromos tér által kiváltott deformációs választ nagymértékben befolyásolja a perkolált részecskeszerkezet jelenléte. A vizsgált BaTiO₃ részecskék perkolációs küszöbe az egyenáramú fajlagos vezetés szerint $c_c = (34,7 \pm 0,1) \text{ m/m\%}$ ($7,9 \text{ V/V\%}$) volt. A részecskeszerkezet változását közvetlenül a perkolációs küszöb körül SEM-felvételekkel igazoltam. Kimutattam, hogy a perkolációs küszöbérték felett az elektromos tér által kiváltott összehúzódnás nagysága ~ 10 -szeresére nő az alacsony térerősségű tartományban ($E \approx 0,2 \text{ MVm}^{-1}$). Megállapítottam, hogy nagy térerősségen a perkolációnak nincs jelentős hatása a kontrakció nagyságára. Ekkor a részecske-koncentrációtól függetlenül minden mintánál közel azonos volt a maximális deformáció (1,2%).

3.3. Az eredmények alapján megállapítottam, hogy kis térerősség mellett töltőanyag-koncentráció optimalizálásához a perkolációs küszöbértéket el kell érni, ahol a deformáció azonos térerősség mellett jelentős mértékben nő (~ 10 -szeresére). A perkolációs küszöbérték felett azonban a töltőanyag-koncentráció további növelése már nem okoz nagyobb deformációt.

7. Az értekezéshez kapcsolódó publikációk

[C1] **Balogh, D.**; Guba, S.; Horváth, B.; Szalai, I.: Magnetic Field-Induced Deformation of Isotropic Magnetorheological Elastomers, *Magnetochemistry* 8 (2022) 146. <https://doi.org/10.3390/magnetochemistry8110146>.

[C2] **Balogh, D.**; Guba, S.; Szalai, I.: Studies on torsion moduli of magnetorheological elastomers, *Hungarian Journal of Industry and Chemistry* (megjelenés alatt)

[C3] Horváth, B.; Guba, S.; **Balogh, D.**; Jakab, M.; Szalai, I.: Effect of percolation on the deformation of isotropic electrorheological elastomers under external electric fields, *Journal of Molecular Liquids* 390 (2023) 123046. <https://doi.org/10.1016/j.molliq.2023.123046>.

[K1] **Balogh, D.**; Szalai, I.: Magnetoreológiai elasztomer korongok külső mágneses tér hatására történő relatív megnyúlásának vizsgálata In: XXII. Energetika-Elektrotechnika – ENELKO és XXXI. Számítástechnika és Oktatás – SzámOkt Multi-konferencia Kolozsvár, Románia: Erdélyi Magyar Műszaki Tudományos Társaság (EMT), (2021) pp. 99-104. , 6 p.

[K2] Guba, S.; **Balogh, D.**; Horváth, B.; Szalai, I.: Mágneses kompozit elasztomerek készítése és mechanikai vizsgálata (2017) Konferencia: OGÉT 2017, XXV. Nemzetközi Gépészeti Konferencia, 25th International Conference on Mechanical Engineering, Konferencia helye, ideje: Kolozsvár, Románia, 2017.04.27-2017.04.30., Megjelenés: Románia,

[K3] Guba, S.; **Balogh, D.**; Horváth, B.; Szalai, I.: N-ZVI tartalmú kompozit elasztomerek vizsgálata In: Bíró, Károly-Ágoston; Sebestyén-Pál, György (szerk.) ENELKO 2017 : XVIII. Energetika-Elektrotechnika Konferencia: SzámOkt 2017: XXVII. Nemzetközi Számítástechnika és Oktatás Konferencia Kolozsvár, Románia: Erdélyi Magyar Műszaki Tudományos Társaság (EMT) (2017) 255 p. pp. 50-55., 6 p.

[K4] **Balogh, D.**; Szalai, I.: Elektoreológiai elasztomer korongok külső elektromos tér hatására történő deformációjának vizsgálata, In: Sebestyén, György; Szabó, Loránd (szerk.) XXI. Energetika-Elektrotechnika – ENELKO és XXX. Számítástechnika és Oktatás – SzámOkt Multi-konferencia, Erdélyi Magyar Műszaki Tudományos Társaság (EMT) (2020)2 p. pp. 1-4., 4 p.

[K5] **Balogh, D.**; Szalai, I.: Elektoreológiai elasztomerek rugalmassági tulajdonságainak optikai vizsgálata, In: Barabás, István (szerk.) OGÉT 2019: XXVII.

Nemzetközi Gépészeti Konferencia, Nagyvárad, Románia: Erdélyi Magyar Műszaki Tudományos Társaság (EMT) (2019) 632 p. pp. 31-34., 4 p

8. Irodalomjegyzék

- [1] Z. Kolozsváry, Az anyagtudomány és a negyedik ipari forradalom összefüggései, AMT 2 (2019) 1–6. <https://doi.org/10.33923/amt-2019-01-01>.
- [2] M. Zrínyi (2004): Intelligens lágy anyagok. Intelligent soft materials. NKFP 3/043-as pályázat. Szakmai zárójelentés [online]. Budapest: Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem.
- [3] H.A. Barnes, K. Walters, J.F. Hutton, An introduction to rheology, Elsevier, Amsterdam Oxford New-York [etc.], 1989.
- [4] R.I. Tanner, Engineering rheology, 2nd ed, Oxford university press, Oxford New York, 2000.
- [5] S. Tóth (2000): Reológia, reometria. Veszprém: Veszprémi Egyetemi Kiadó.
- [6] P. László szerk. (2003): Hidrodinamika, reológia, fénytan. Élelmiszerfizika I. jegyzet. Budapest: BKÁE Kertészettudományi Kar.
- [7] L.O. Figura, A.A. Teixeira, Food physics: physical properties - measurement and applications, Springer, Berlin, 2007.
- [8] R. Nagy (2012): Reológia. Veszprém: Pannon Egyetem.
- [9] J. Verhás, Termodinamika és reológia, Műszaki K., Budapest, 1985.
- [10] L. Földi László (2012): Elektroreológiai folyadékok stacionárius síkáramlási rendszerben [online]. PhD értekezés. Gödöllő, Szent István Egyetem. Műszaki Tudományi Doktori Iskola
- [11] J.A. Macsihin, Sz. A. Macsihin (1987): Élelmiszeripari termékek reológiája. Budapest: Mezőgazdasági Kiadó. ISBN 963 323 404 8
- [12] M.R. Jolly, J.W. Bender, J.D. Carlson, Properties and Applications of Commercial Magnetorheological Fluids, Journal of Intelligent Material Systems and Structures 10 (1999) 5–13. <https://doi.org/10.1177/1045389X9901000102>.
- [13] T. Mezger, The Rheology Handbook: For users of rotational and oscillatory rheometers, Vincentz Network, 2020. <https://doi.org/10.1515/9783748603702>.
- [14] G. Csima, Zselatin alapú édesipari termék reológiájának jellemzése, PhD, Corvinus University of Budapest, 2015. <https://doi.org/10.14267/phd.2015035>.
- [15] C. Farkas, L. Fenyvesi, K. Petróczki, Multiple linear regression model of Golden apple's failure characteristics under repeated compressive load, Potravinarstvo Slovak Journal of Food Sciences 13 (2019) 793–799. <https://doi.org/10.5219/1168>.

- [16] Mérnökgeológiai-Kőzetmechanika Konferencia, Asszonyi Csaba, Izotóp kontinuumok anyagtörvénye, Budapest Műegyetemi K. 2006, 2006.
- [17] N. Favrie, B. Lombard (2022): A Zener model for nonlinear viscoelastic waves [online]. HAL Open Science. hal-03706170, version 1 (27-06-2022). Hozzáférés: <https://hal.science/hal-03706170/>
- [18] C. Villa, M.A.J. Chaplain, A. Gerisch, T. Lorenzi, Mechanical Models of Pattern and Form in Biological Tissues: The Role of Stress–Strain Constitutive Equations, Bull Math Biol 83 (2021) 80. <https://doi.org/10.1007/s11538-021-00912-5>.
- [19] D. Kumar, M.M. Lateefi, S. Sarangi, A phenomenological model for the viscoelastic behaviour of natural rubber, IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 577 (2019) 012020. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/577/1/012020>.
- [20] A. Csátár (2008): Globális sugárzás és az időjárás hatása a többrétegű mezőgazdasági csomagoló fóliák mechanikai jellemzőire [online]. PhD értekezés. Gödöllő: Szent István Egyetem. Műszaki Tudományi Doktori Iskola.
- [21] G. Sitkei, Mechanics of agricultural materials, Elsevier Distribution for the USA and Canada, Elsevier Science Pub. Co, Amsterdam New York New York, N.Y., USA, 1986.
- [22] K. Walters, Kenneth (1975): Reometria. Veszprém: Veszprémi Egyetemi Kiadó.
- [23] J. Tani, T. Takagi, J. Qiu, Intelligent Material Systems: Application of Functional Materials, Applied Mechanics Reviews 51 (1998) 505–521. <https://doi.org/10.1115/1.3099019>.
- [24] M.V. Gandhi, B.S. Thompson, Smart materials and structures, 1. ed, Chapman & Hall, London, 1992.
- [25] T. Takagi, Concept of and the recent research on intelligent materials, in: P.F. Gobin, J. Tatibouet (Eds.), Lyon, France, 1996: p. 2. <https://doi.org/10.1117/12.237022>.
- [26] M. Zrínyi (2003): A huszonegyedik század anyagai: az intelligens anyagok. Materials of the 21st Century: Intelligent Materials. In: Mindentudás Egyeteme. Mindentudás Egyeteme, 1. Budapest: Kossuth Kiadó, pp. 255-270. Hozzáférés: <http://real-eod.mtak.hu/1034/1/16%20Zr%C3%ADnyi%20Mikl%C3%B3s.pdf>
- [27] M. Zrínyi (1999): Intelligens anyagok. Magyar Tudomány 44. évf. 6. sz. pp. 697-703. Hozzáférés: https://epa.oszk.hu/00700/00775/00006/1999_06_05.html
- [28] G. McKnight, G. Carman, [112] Oriented Terfenol-D Composites, Mater. Trans. 43 (2002) 1008–1014. <https://doi.org/10.2320/matertrans.43.1008>.
- [29] M. Zrínyi (2010): Intelligens lágy anyagok kutatása. Zárójelentés

- [30] K. Czifrák – E. Verner – J. Kager-Kocsis – M. Zsuga – s. Kéki (2017): Az alakemlékező polimerekről napjainkban. Polimerek 3. évf. 1. sz.
- [31] M. Zrínyi (2004): Intelligens lágy anyagok. NKFP 3/043-as pályázat. Szakmai zárójelentés. Budapest: Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem
- [32] M. Zrínyi: Intelligens lágy anyagok kutatása. OTKA-38228 Kutatási zárójelentés
- [33] K. Almdal, J. Dyre, S. Hvidt, O. Kramer, Towards a phenomenological definition of the term ‘gel,’ Polymer Gels and Networks 1 (1993) 5–17. [https://doi.org/10.1016/0966-7822\(93\)90020-I](https://doi.org/10.1016/0966-7822(93)90020-I).
- [34] Hórvölgyi Zoltán, A nanotechnológia kolloidkémiai alapjai egyetemi tananyag, Budapest Typotex 2011, 2011.
- [35] M. Shibayama, T. Tanaka, Volume phase transition and related phenomena of polymer gels, in: K. Dušek (Ed.), Responsive Gels: Volume Transitions I, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 1993: pp. 1–62. https://doi.org/10.1007/3-540-56791-7_1.
- [36] V. De Oliveira Sousa Neto, R.N.P. Teixeira, G.D. Saraiva, R.F. Do Nascimento, Polymer Gels: Molecular Design and Practical Application, in: V.K. Thakur, M.K. Thakur (Eds.), Polymer Gels, Springer Singapore, Singapore, 2018: pp. 29–51. https://doi.org/10.1007/978-981-10-6083-0_2.
- [37] J. Fehér (2002): Elektromos térre érzékeny gélek és elasztomerek. PhD disszertáció. Budapest: Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem.
- [38] Van der Waals-erők [online szócikk]. Megjelent: A világ működése, világlexikon. Hozzáférés: http://www.vilaglex.hu/Lexikon/Html/VaDVaEro_.htm [megtekintve 2022.11.10.].
- [39] T. Czvikovszky – P. Nagy – J. Gaál (2007): A polimertechnika alapjai: egyetemi tankönyv. Budapest: Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem
- [40] A. Szilágyi (2005): Hőmérsékletérzékeny polimer gélek – az elmélettől a gyakorlati alkalmazásig. PhD értekezés. Budapest: Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem
- [41] T. Tóth (2001): Kompozit anyagok. Dunaújváros: Dunaújvárosi Főiskola
- [42] T. Révész (2010): Egyes kompozitok és a belőlük készült szendvicsszerkezetek tönkremeneteli formái [online]. Repüléstudományi Közlemények. Különszám. 2010. ápr. 16. Repüléstudományi konferencia 2010, Szolnok. 60 éves a szolnoki repülőtisztképzés.
- [43] T. Czigány (2004): Hibrid szálerősítésű polimer kompozitok. Anyagvizsgálók lapja. 14. évf. 2 sz. p. 59-62.

[44] A. Bartos (2015): Elasztomerrel módosított PP/szizál kompozitok ütésállósága [online]. TDK-dolgozat. Budapest: Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem Vegyészmérnöki és Biomérnöki Kar Fizikai Kémiai és Anyagtudományi Tanszék Műanyag- és Gumiipari Laboratórium.

[45] P. Metsch, H. Schmidt, D. Sindersonberger, K. A. Kalina, J. Brummund, G. K. Auernhammer, G.J. Monkman, M. Kästner, Field-induced interactions in magneto-active elastomers - A comparison of experiments and simulations, *Smart Mater. Struct.* 29 (2020) 085026. <https://doi.org/10.1088/1361-665X/ab92dc>.

[46] A. Safronov, E. Mikhnevich, Z. Lotfollahi, F. Blyakhman, T. Sklyar, A. Larrañaga Varga, A. Medvedev, S. Fernández Armas, G. Kurlyandskaya, Polyacrylamide Ferrogels with Magnetite or Strontium Hexaferrite: Next Step in the Development of Soft Biomimetic Matter for Biosensor Applications, *Sensors* 18 (2018) 257. <https://doi.org/10.3390/s18010257>.

[47] D.S. Wood, P.J. Camp, Modeling the properties of ferrogels in uniform magnetic fields, *Phys. Rev. E* 83 (2011) 011402. <https://doi.org/10.1103/PhysRevE.83.011402>.

[48] A.P. Safronov, A.Yu. Zubarev, E.A. Mikhnevich, E.V. Rusinova, A kinetic model for magnetostriction of a ferrogel with physical networking, *Phil. Trans. R. Soc. A* 379 (2021) 20200315. <https://doi.org/10.1098/rsta.2020.0315>.

[49] V.V. Sorokin, G.V. Stepanov, M. Shamonin, G.J. Monkman, A.R. Khokhlov, E.Yu. Kramarenko, Hysteresis of the viscoelastic properties and the normal force in magnetically and mechanically soft magnetoactive elastomers: Effects of filler composition, strain amplitude and magnetic field, *Polymer* 76 (2015) 191–202. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2015.08.040>.

[50] J. Winger, M. Schumann, A. Kupka, S. Odenbach, Influence of the particle size on the magnetorheological effect of magnetorheological elastomers, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 481 (2019) 176–182. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2019.03.027>.

[51] H. Böse, R. Röder: Magnetorheological Elastomers with High Variability of Their Mechanical Properties. *Journal of Physics: Conference Series*. 2009, Vol. 149. 012090.

[52] G. Stepanov, D. Borin, S. Odenbach, Magnetorheological effect of magneto-active elastomers containing large particles, *J. Phys.: Conf. Ser.* 149 (2009) 012098. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/149/1/012098>.

- [53] A. Boczkowska, S.F. Awietjan, S. Pietrzko, K.J. Kurzydłowski, Mechanical properties of magnetorheological elastomers under shear deformation, *Composites Part B: Engineering* 43 (2012) 636–640. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2011.08.026>.
- [54] U. Ubaidillah, I. Yahya, H. Harjana, S.A. Mazlan, J. Sutrisno, H. Zamzuri, Potential Implementation of Electronic Waste Based Magnetite Powder for Magnetorheological Elastomers, *AMR* 1123 (2015) 373–377. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1123.373>.
- [55] M. Behrooz, X. Wang, F. Gordaninejad, Performance of a new magnetorheological elastomer isolation system, *Smart Mater. Struct.* 23 (2014) 045014. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/23/4/045014>.
- [56] Hyung-Jo Jung, Sung-Jin Lee, Dong-Doo Jang, In-Ho Kim, Jeong-Hoi Koo, F. Khan, Dynamic Characterization of Magneto-Rheological Elastomers in Shear Mode, *IEEE Trans. Magn.* 45 (2009) 3930–3933. <https://doi.org/10.1109/TMAG.2009.2024886>.
- [57] S.R. Kumbhar, S. Maji, B. Kumar, Development and Characterization of Isotropic Magnetorheological Elastomer, *Ujme* 1 (2013) 18–21. <https://doi.org/10.13189/ujme.2013.010103>.
- [58] B. Mordina, R.K. Tiwari, D.K. Setua, A. Sharma, Magnetorheology of Polydimethylsiloxane Elastomer/FeCo₃ Nanocomposite, *J. Phys. Chem. C* 118 (2014) 25684–25703. <https://doi.org/10.1021/jp507005s>.
- [59] A.V. Bodnaruk, A. Brunhuber, V.M. Kalita, M.M. Kulyk, P. Kurzweil, A.A. Snarskii, A.F. Lozenko, S.M. Ryabchenko, M. Shamonin, Magnetic anisotropy in magnetoactive elastomers, enabled by matrix elasticity, *Polymer* 162 (2019) 63–72. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2018.12.027>.
- [60] E. Burgaz, M. Goksuzoglu, Effects of magnetic particles and carbon black on structure and properties of magnetorheological elastomers, *Polymer Testing* 81 (2020) 106233. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2019.106233>.
- [61] J. Kaleta, M. Królewicz, D. Lewandowski, M. Przybylski, P. Zając: Selected magnetomechanical properties of magnetorheological elastomers with thermoplastic matrices, *Composites Theory and Practice* 12: 3 (2012)
- [62] C. Lian, K.-H. Lee, C.-H. Lee, Friction and wear characteristics of magnetorheological elastomer under vibration conditions, *Tribology International* 98 (2016) 292–298. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.02.037>.

- [63] G.Y. Zhou, Shear properties of a magnetorheological elastomer, *Smart Mater. Struct.* 12 (2003) 139–146. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/12/1/316>.
- [64] A. Spaggiari, D. Castagnetti, N. Golinelli, E. Dragoni, G. Scirè Mammano, Smart materials: Properties, design and mechatronic applications, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications* 233 (2019) 734–762. <https://doi.org/10.1177/1464420716673671>.
- [65] P. Dhrangdhariya, S. Padhiyar, P. Mishra, Homopolymer Based Magnetorheological Elastomer, *IJSRSET* (2021) 54–57. <https://doi.org/10.32628/IJSRSET207522>.
- [66] N. Johnson, F. Gordaninejad, X. Wang, Dynamic behavior of thick magnetorheological elastomers, *Journal of Intelligent Material Systems and Structures* 29 (2018) 183–193. <https://doi.org/10.1177/1045389X17721035>.
- [67] X.L. Gong, X.Z. Zhang, P.Q. Zhang, Fabrication and characterization of isotropic magnetorheological elastomers, *Polymer Testing* 24 (2005) 669–676. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2005.03.015>.
- [68] J.M. Ginder, S.M. Clark, W.F. Schlotter, M.E. Nichols, Magnetostrictive phenomena in magnetorheological elastomers, *Int. J. Mod. Phys. B* 16 (2002) 2412–2418. <https://doi.org/10.1142/S021797920201244X>.
- [69] Y. Zhou, S. Jerrams, L. Chen, Multi-axial fatigue in magnetorheological elastomers using bubble inflation, *Materials & Design* 50 (2013) 68–71. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.02.071>.
- [70] I. Agirre-Olabide, P. Kuzhir, M.J. Elejabarrieta, Linear magneto-viscoelastic model based on magnetic permeability components for anisotropic magnetorheological elastomers, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 446 (2018) 155–161. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2017.09.017>.
- [71] Z.D. Xu, Y.X. Liao, T. Ge, C. Xu, Experimental and Theoretical Study of Viscoelastic Dampers with Different Matrix Rubbers, *J. Eng. Mech.* 142 (2016) 04016051. [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)EM.1943-7889.0001101](https://doi.org/10.1061/(ASCE)EM.1943-7889.0001101).
- [72] J.-T. Zhu, Z.-D. Xu, Y.-Q. Guo, Experimental and Modeling Study on Magnetorheological Elastomers with Different Matrices, *J. Mater. Civ. Eng.* 25 (2013) 1762–1771. [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)MT.1943-5533.0000727](https://doi.org/10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0000727).
- [73] M.R. Jolly, J.D. Carlson, B.C. Muñoz, T.A. Bullions, The Magnetoviscoelastic Response of Elastomer Composites Consisting of Ferrous Particles Embedded in a

Polymer Matrix, *Journal of Intelligent Material Systems and Structures* 7 (1996) 613–622. <https://doi.org/10.1177/1045389X9600700601>.

[74] M.R. Jolly, J.D. Carlson, B.C. Muñoz, A model of the behaviour of magnetorheological materials, *Smart Mater. Struct.* 5 (1996) 607–614. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/5/5/009>.

[75] I. Bica, M. Balasoiu, A.I. Kuklin, Anisotropic Silicone Rubber Based Magnetorheological Elastomer with Oil Silicone and Iron Microparticles, *SSP* 190 (2012) 645–648. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.190.645>.

[76] X. Dong, N. Ma, J. Ou, M. Qi, Predicating magnetorheological effect of magnetorheological elastomers under normal pressure, *J. Phys.: Conf. Ser.* 412 (2013) 012035. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/412/1/012035>.

[77] L. Chen, X.L. Gong, W.H. Li, Microstructures and viscoelastic properties of anisotropic magnetorheological elastomers, *Smart Mater. Struct.* 16 (2007) 2645–2650. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/16/6/069>.

[78] W.H. Li, Y. Zhou, T.F. Tian, Viscoelastic properties of MR elastomers under harmonic loading, *Rheol Acta* 49 (2010) 733–740. <https://doi.org/10.1007/s00397-010-0446-9>.

[79] S. Wu, W. Hu, Q. Ze, M. Sitti, R. Zhao, Multifunctional magnetic soft composites: a review, *Multifunct. Mater.* 3 (2020) 042003. <https://doi.org/10.1088/2399-7532/abcb0c>.

[80] S. Kankanala, On finitely strained magnetorheological elastomers, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 52 (2004) 2869–2908. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2004.04.007>.

[81] J.E. Martin, R.A. Anderson, D. Read, G. Gulley, Magnetostriction of field-structured magnetoelastomers, *Phys. Rev. E* 74 (2006) 051507. <https://doi.org/10.1103/PhysRevE.74.051507>.

[82] Ivaneyko, Toshchevnikov, Saphiannikova, Heinrich, Effects of particle distribution on mechanical properties of magneto-sensitive elastomers in a homogeneous magnetic field, *Condens. Matter Phys.* 15 (2012) 33601. <https://doi.org/10.5488/CMP.15.33601>.

[83] G. Diguët, E. Beaugnon, J.Y. Cavaillé, From dipolar interactions of a random distribution of ferromagnetic particles to magnetostriction, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 321 (2009) 396–401. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2008.08.112>.

- [84] E. Coquelle, G. Bossis, Magnetostriction and piezoresistivity in elastomers filled with magnetic particles, *Journal of Advanced Science* 17 (2005) 132–138. <https://doi.org/10.2978/jsas.17.132>.
- [85] K. Morozov, M. Shliomis, H. Yamaguchi, Magnetic deformation of ferrogel bodies: Procrustes effect, *Phys. Rev. E* 79 (2009) 040801. <https://doi.org/10.1103/PhysRevE.79.040801>.
- [86] G.Y. Zhou, Z.Y. Jiang, Deformation in magnetorheological elastomer and elastomer–ferromagnet composite driven by a magnetic field, *Smart Mater. Struct.* 13 (2004) 309–316. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/13/2/009>.
- [87] K.A. Kalina, P. Metsch, J. Brummund, M. Kästner, A macroscopic model for magnetorheological elastomers based on microscopic simulations, *International Journal of Solids and Structures* 193–194 (2020) 200–212. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2020.02.028>.
- [88] A. Dobroserdova, M. Schümann, D. Borin, E. Novak, S. Odenbach, S. Kantorovich, Magneto-elastic coupling as a key to microstructural response of magnetic elastomers with flake-like particles, *Soft Matter* 18 (2022) 496–506. <https://doi.org/10.1039/D1SM01349A>.
- [89] X. Guan, X. Dong, J. Ou, Magnetostrictive effect of magnetorheological elastomer, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 320 (2008) 158–163. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2007.05.043>.
- [90] J.A. Silva, C. Gouveia, G. Dinis, A.M. Pinto, A.M. Pereira, Giant magnetostriction in low-concentration magnetorheological elastomers, *Composites Part B: Engineering* 243 (2022) 110125. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2022.110125>.
- [91] Böse, H. - Gerlach, T. - Ehrlich, J., Magnetorheological Elastomers - An Underestimated Class of Soft Actuator Materials. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*. (2021), Vol. 32. No. 14., 1550–1564. <https://doi.org/10.1177/1045389X2199088>
- [92] L. Chen, S. Jerrams, A rheological model of the dynamic behavior of magnetorheological elastomers, *Journal of Applied Physics* 110 (2011) 013513. <https://doi.org/10.1063/1.3603052>.
- [93] G.Y. Zhou, J.R. Li, Dynamic behavior of a magnetorheological elastomer under uniaxial deformation: I. Experiment, *Smart Mater. Struct.* 12 (2003) 859–872. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/12/6/002>.

- [94] W.F. Schlotter, C. Cionca, S.S. Paruchuri, J.B. Cunningham, E. Dufresne, S.B. Dierker, D. Arms, R. Clarke, J.M. Ginder, M.E. Nichols, The dynamics of magnetorheological elastomers studied by synchrotron radiation speckle analysis, *Int. J. Mod. Phys. B* 16 (2002) 2426–2432. <https://doi.org/10.1142/S0217979202012463>.
- [95] X. Gong, G. Liao, S. Xuan, Full-field deformation of magnetorheological elastomer under uniform magnetic field, *Applied Physics Letters* 100 (2012) 211909. <https://doi.org/10.1063/1.4722789>.
- [96] T. Borbáth, S. Günther, D. Yu Borin, T. Gundermann, S. Odenbach, X μ CT analysis of magnetic field-induced phase transitions in magnetorheological elastomers, *Smart Mater. Struct.* 21 (2012) 105018. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/21/10/105018>.
- [97] Gundermann, T. - Günther, S. - Borin, D. - Odenbach, S.: Detection of the Surface Deformation of Magneto-Active Composites Using X-Ray μ -Tomography. *Magnetohydrodynamics*. 2013, Vol. 49. No. 3-4., 494–498. Hozzáférés: <http://mhd.sal.lv/Download/mydownload.php?ed=rn&vol=49&nr=3&an=45&p1=495&p2=495>
- [98] L. Borcea, On the magneto-elastic properties of elastomer–ferromagnet composites, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 49 (2001) 2877–2919. [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(01\)00108-9](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(01)00108-9).
- [99] D. Miedzinska, T. Niezgoda, A. Boczkowska: Various Approaches to Magnetorheological Elastomers Structures FE Modelling. *Journal of KONES Powertrain and Transport*. 2010, Vol. 17. No. 1.. Hozzáférés: https://yadda.icm.edu.pl/baztech/element/bwmeta1.element.baztech-article-BUJ5-0030-0080/c/httpwww_bg_utp_edu_plartjok12010jokones2010no1vol17miedzinska2.pdf
- [100] G.E. Iacobescu, M. Balasoiu, I. Bica, Investigation of Surface Properties of Magnetorheological Elastomers by Atomic Force Microscopy, *J Supercond Nov Magn* 26 (2013) 785–792. <https://doi.org/10.1007/s10948-012-1903-8>.
- [101] B. W. Bhagwat - S, Netra Pal: Response Analysis of Isotropic and Anisotropic Magnetorheological Elastomer, *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering (IOSR-JMCE)*, Vol. 18. No. 2. Ser. III. (Mar. - Apr. 2021), 45-52. <https://doi.org/10.9790/1684-1802034552>
- [102] M. Kallio, T. Lindroos, S. Aalto, E. Järvinen, T. Kärnä, T. Meinander, Dynamic compression testing of a tunable spring element consisting of a magnetorheological

elastomer, *Smart Mater. Struct.* 16 (2007) 506–514. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/16/2/032>.

[103] P. Skalski, - C Dębek, Storage and loss modulus investigations of magnetorheological elastomers. *Logistyka*. 2015, Vol. 3. 4408-4412.

[104] C. Lian, K.-H. Lee, C.-H. Lee, Friction and Wear Characteristics of Magneto-Rheological Elastomers Based on Silicone/Polyurethane Hybrid, *Journal of Tribology* 137 (2015) 031607. <https://doi.org/10.1115/1.4029942>.

[105] C. Lian, K.-H. Lee, C.-H. Lee, Friction and wear characteristics of magnetorheological elastomer under vibration conditions, *Tribology International* 98 (2016) 292–298. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.02.037>.

[106] A. Shiga, - Y. Fujimoto, - M. Hirose, Tokai Hei Japanese Patent 5-25315; 1993.

[107] J. R. Watson, U.S. Patent No. 05609353; 1996

[108] Y. Hu, Y.L. Wang, X.L. Gong, X.Q. Gong, X.Z. Zhang, W.Q. Jiang, P.Q. Zhang, Z.Y. Chen, New magnetorheological elastomers based on polyurethane/Si-rubber hybrid, *Polymer Testing* 24 (2005) 324–329. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2004.11.003>.

[109] C. Song, ed., *From Materials to Structures: Advancement through Innovation*, CRC Press, 2012. <https://doi.org/10.1201/b15320>.

[110] M. Behrooz, X. Wang, F. Gordaninejad, Seismic Control of Base Isolated Structures Using Novel Magnetorheological Elastomeric Bearings, in: *Volume 1: Development and Characterization of Multifunctional Materials; Modeling, Simulation and Control of Adaptive Systems; Integrated System Design and Implementation*, American Society of Mechanical Engineers, Snowbird, Utah, USA, 2013: p. V001T03A027. <https://doi.org/10.1115/SMASIS2013-3147>.

[111] M. Behrooz, J. Sutrisno, X. Wang, R. Fyda, A. Fuchs, F. Gordaninejad, A new isolator for vibration control, in: M.N. Ghasemi-Nejhad (Ed.), *San Diego, California, USA, 2011*: p. 79770Z. <https://doi.org/10.1117/12.881871>.

[112] G. Priyandoko, T. Kurniawan, E. Naga, Magnetorheological Elastomer Stiffness Control for Tunable Vibration Isolator, *EECSI* 5 (2018) 310–313. <https://doi.org/10.11591/eeesi.v5i5.1636>.

[113] G.J. Liao, X.L. Gong, C.J. Kang, S.H. Xuan, The design of an active–adaptive tuned vibration absorber based on magnetorheological elastomer and its vibration attenuation performance, *Smart Mater. Struct.* 20 (2011) 075015. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/20/7/075015>.

- [114] D.-W. Lee, K. Lee, C.-H. Lee, C.-H. Kim, W.-O. Cho, A Study on the Tribological Characteristics of a Magneto-Rheological Elastomer, *Journal of Tribology* 135 (2013) 014501. <https://doi.org/10.1115/1.4023080>.
- [115] M. Lalegani Dezaki, M. Bodaghi, Magnetorheological elastomer-based 4D printed electroactive composite actuators, *Sensors and Actuators A: Physical* 349 (2023) 114063. <https://doi.org/10.1016/j.sna.2022.114063>.
- [116] S. Kashima, F. Miyasaka, K. Hirata, Novel Soft Actuator Using Magnetorheological Elastomer, *IEEE Trans. Magn.* 48 (2012) 1649–1652. <https://doi.org/10.1109/TMAG.2011.2173669>.
- [117] S. Murao, K. Mitsufuji, K. Hirata, F. Miyasaka, Coupled Analysis by Viscoelastic Body with Rigid Body for Design of MRE Soft Actuator, *Electrical Engineering Japan* 203 (2018) 30–38. <https://doi.org/10.1002/eej.23063>.
- [118] J. Bernat, P. Gajewski, J. Kołota, A. Marcinkowska, Review of Soft Actuators Controlled with Electrical Stimuli: IPMC, DEAP, and MRE, *Applied Sciences* 13 (2023) 1651. <https://doi.org/10.3390/app13031651>.
- [119] J-P. Voropaieff, L. Bodelot, K. Danas, N. Triantafyllidis: Modeling and Identification of the constitutive behavior of magneto-rheological elastomers, HAL Id: hal-01899352 <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01899352>, Submitted on 19 Oct 2018
- [120] Y. Teng, Y. Guo, Tuning the Viscoelasticity and Conformational Structure through Electric Field: From Unentangled to Entangled Polymers, *ACS Appl. Polym. Mater.* 7 (2025) 13618–13625. <https://doi.org/10.1021/acsapm.5c02446>.
- [121] A.V. Lvkov (Ed.), *Electrorheological effect*, Nauka i tekhnika, Minsk (1972) Russian
- [122] Y. Liang, D. Huang, X. Zhou, Z. Wang, Q. Shi, Y. Hong, H. Pu, M. Zhang, J. Wu, W. Wen, Efficient Electrorheological Technology for Materials, Energy, and Mechanical Engineering: From Mechanisms to Applications, *Engineering* 24 (2023) 151–171. <https://doi.org/10.1016/j.eng.2022.01.014>.
- [123] W. Wen, X. Huang, S. Yang, K. Lu, P. Sheng, The giant electrorheological effect in suspensions of nanoparticles, *Nature Mater* 2 (2003) 727–730. <https://doi.org/10.1038/nmat993>.
- [124] F. Gandhi, W.A. Bullough, On the Phenomenological Modeling of Electrorheological and Magnetorheological Fluid Preyield Behavior, *Journal of Intelligent Material Systems and Structures* 16 (2005) 237–248. <https://doi.org/10.1177/1045389X05049649>.

- [125] X. Dong, C. Niu, M. Qi, Electrorheological Elastomers, in: N. Cankaya (Ed.), *Elastomers*, InTech, 2017. <https://doi.org/10.5772/intechopen.68396>.
- [126] W. Liu, Z. Xie, Y. Lu, M. Gao, W. Zhang, L. Gao, Fabrication and excellent electroresponsive properties of ideal PMMA@BaTiO₃ composite particles, *RSC Adv.* 9 (2019) 12404–12414. <https://doi.org/10.1039/C9RA01174A>.
- [127] A. Kumar, D. Ahmad, K. Patra, Barium titanate particle filled silicone elastomer composite: Preparation and evaluation of morphology and mechanical behaviour, *J. Phys.: Conf. Ser.* 1240 (2019) 012049. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1240/1/012049>.
- [128] L. Gao, L. Zhan, W. Liu, Y. Zhang, Z. Xie, J. Ren, Preparation and electro responsive properties of Mg-doped BaTiO₃ with novel morphologies, *J Mater Sci: Mater Electron* 30 (2019) 12107–12112. <https://doi.org/10.1007/s10854-019-01568-7>.
- [129] R. Kunanuruksapong, A. Sirivat, Poly(p-phenylene) and acrylic elastomer blends for electroactive application, *Materials Science and Engineering: A* 454–455 (2007) 453–460. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.033>.
- [130] K. Thongsak, R. Kunanuruksapong, A. Sirivat, W. Lerdwijitjarud, Electroactive polydiphenylamine/poly(styrene-block-isoprene-block-styrene) (SIS) blends: Effects of particle concentration and electric field, *Materials Science and Engineering: C* 31 (2011) 206–214. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2010.08.022>.
- [131] J. Fehér, G. Filipcsei, J. Szalma, M. Zrínyi, Bending deformation of neutral polymer gels induced by electric fields, *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects* 183–185 (2001) 505–515. [https://doi.org/10.1016/S0927-7757\(01\)00562-3](https://doi.org/10.1016/S0927-7757(01)00562-3).
- [132] X. Yuan, X. Zhou, Y. Liang, L. Wang, R. Chen, M. Zhang, H. Pu, S. Xuan, J. Wu, W. Wen, A stable high-performance isotropic electrorheological elastomer towards controllable and reversible circular motion, *Composites Part B: Engineering* 193 (2020) 107988. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.107988>.
- [133] A.M. Bazinenkov, D.A. Ivanova, A.P. Rotar', V.P. Mikhailov, Actuator Based on a Dielectric Elastomer with Quartz as a Filler for Vacuum Technology, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 781 (2020) 012007. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/781/1/012007>.
- [134] N. Ma, Y. Yao, Q. Wang, C. Niu, X. Dong, Properties and mechanical model of a stiffness tunable viscoelastic damper based on electrorheological elastomers, *Smart Mater. Struct.* 29 (2020) 045041. <https://doi.org/10.1088/1361-665X/ab7736>.

- [135] K. Wei, Q. Bai, G. Meng, L. Ye, Vibration characteristics of electrorheological elastomer sandwich beams, *Smart Mater. Struct.* 20 (2011) 055012. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/20/5/055012>.
- [136] Y. Xu, Y. Li, L. Cao, Z. Yang, X. Zhou, Steering of SH wave propagation in electrorheological elastomer with a structured meta-slab by tunable phase discontinuities, *AIP Advances* 7 (2017) 095114. <https://doi.org/10.1063/1.4996245>.
- [137] D.J. Levine, K.T. Turner, J.H. Pikul, Materials with Electroprogrammable Stiffness, *Advanced Materials* 33 (2021) 2007952. <https://doi.org/10.1002/adma.202007952>.
- [138] C. Cao, X. Zhao, Tunable stiffness of electrorheological elastomers by designing mesostructures, *Applied Physics Letters* 103 (2013) 041901. <https://doi.org/10.1063/1.4816287>.
- [139] O.V. Stolbov, Y.L. Raikher, Magnetostriction effect in soft magnetic elastomers, *Arch Appl Mech* 89 (2019) 63–76. <https://doi.org/10.1007/s00419-018-1452-0>.
- [140] E. Allahyarov, H. Löwen, L. Zhu, A simulation study of the electrostriction effects in dielectric elastomer composites containing polarizable inclusions with different spatial distributions, *Phys. Chem. Chem. Phys.* 17 (2015) 32479–32497. <https://doi.org/10.1039/C5CP05522A>.
- [141] B.D. Chin, M.-S. Chun, H. Henning Winter, Modulus-switching viscoelasticity of electrorheological networks, *Rheol Acta* 48 (2009) 177–189. <https://doi.org/10.1007/s00397-008-0326-8>.
- [142] R.M. Mutiso, K.I. Winey, Electrical Conductivity of Polymer Nanocomposites, in: *Polymer Science: A Comprehensive Reference*, Elsevier, 2012: pp. 327–344. <https://doi.org/10.1016/B978-0-444-53349-4.00196-5>.
- [143] C.O. Blattmann, S.E. Pratsinis, Nanoparticle Filler Content and Shape in Polymer Nanocomposites, *KONA* 36 (2019) 3–32. <https://doi.org/10.14356/kona.2019015>.
- [144] B. Liu, M.T. Shaw, Electrorheology of filled silicone elastomers, *Journal of Rheology* 45 (2001) 641–657. <https://doi.org/10.1122/1.1366716>.
- [145] H. Xue, C. Xu, Z. Qiu, B. Jiang, X. Xiong, Investigation of the Mechanisms by Which Silicone Oil Affects the Properties of Electrorheological Elastomer, *J of Applied Polymer Sci* 142 (2025) e57007. <https://doi.org/10.1002/app.57007>

- [146] A.V. Agafonov, A.S. Kraev, A.E. Baranchikov, V.K. Ivanov, Electrorheological Properties of Polydimethylsiloxane/TiO₂-Based Composite Elastomers, *Polymers* 12 (2020) 2137. <https://doi.org/10.3390/polym12092137>.
- [147] C. Niu, X. Dong, M. Qi, Enhanced Electrorheological Properties of Elastomers Containing TiO₂/Urea Core–Shell Particles, *ACS Appl. Mater. Interfaces* 7 (2015) 24855–24863. <https://doi.org/10.1021/acsami.5b08127>.
- [148] S. Chen, L. Wang, K. Zhang, W. Bai, Y. Li, Electrorheological elastomer for simultaneous enhancements in durability and micro-vibration suppression, *J. Mater. Chem. C* 13 (2025) 6842–6850. <https://doi.org/10.1039/D5TC00023H>.
- [149] B. Wang, Z. Rozynek, M. Zhou, J.O. Fossum, Wide angle scattering study of nanolayered clay/gelatin electrorheological elastomer, *J. Phys.: Conf. Ser.* 149 (2009) 012032. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/149/1/012032>.
- [150] L. Gao, X. Zhao, The response of starch/gelatin/glycerin, *Int. J. Mod. Phys. B* 19 (2005) 1449–1455. <https://doi.org/10.1142/S0217979205030438>.
- [151] L. Gao, X. Zhao, Electrorheological behaviors of barium titanate/gelatin composite hydrogel elastomers, *J. of Applied Polymer Sci* 94 (2004) 2517–2521. <https://doi.org/10.1002/app.21212>.
- [151] R. Shen, K. Lu, Z. Qiu, X. Xiong, Induced dipole dominant giant electrorheological fluid, *Chinese Phys. B* 32 (2023) 078301. <https://doi.org/10.1088/1674-1056/accd4e>.
- [152] W.I. Khan, Z. Zhang, M. Yousaf, N. Ma, X. Dong, Exploring the potential of induced dipole-dominated electrorheological effect: advancing ER elastomers, *Smart Mater. Struct.* 33 (2024) 125001. <https://doi.org/10.1088/1361-665X/ad8b04>.
- [153] D.Y. Borin, G.V. Stepanov, Elastomer with magneto- and electrorheological properties, *Journal of Intelligent Material Systems and Structures* 26 (2015) 1893–1898. <https://doi.org/10.1177/1045389X15581521>.
- [154] D. Borin, D. Günther, C. Hintze, G. Heinrich, S. Odenbach, The level of cross-linking and the structure of anisotropic magnetorheological elastomers, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 324 (2012) 3452–3454. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2012.02.063>.
- [155] R.Yu. Lukin, A.M. Kuchkaev, A.V. Sukhov, G.E. Bekmukhamedov, D.G. Yakhvarov, Platinum-Catalyzed Hydrosilylation in Polymer Chemistry, *Polymers* 12 (2020) 2174. <https://doi.org/10.3390/polym12102174>.

- [156] B. Horváth, P. Decsi, I. Szalai, Measurement of the response time of magnetorheological fluids and ferrofluids based on the magnetic susceptibility response, *Journal of Intelligent Material Systems and Structures* 33 (2022) 918–927. <https://doi.org/10.1177/1045389X211038697>.
- [157] K.A. Kalina, P. Metsch, J. Brummund, M. Kästner, A macroscopic model for magnetorheological elastomers based on microscopic simulations, *International Journal of Solids and Structures* 193–194 (2020) 200–212. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2020.02.028>.
- [158] J. Wu, X. Gong, Y. Fan, H. Xia, Improving the magnetorheological properties of polyurethane magnetorheological elastomer through plasticization, *J of Applied Polymer Sci* 123 (2012) 2476–2484. <https://doi.org/10.1002/app.34808>.
- [159] M.H.A. Khairi, E.E.M. Noor, U. Ubaidillah, S.A.A. Aziz, S.A. Mazlan, S.M.A. Tarmizi, N.A. Nordin, Enhancement of Magneto-Induced Modulus by the Combination of Filler and Plasticizer Additives-Based Magnetorheological Elastomer, *Materials* 15 (2022) 6396. <https://doi.org/10.3390/ma15186396>.
- [160] H. Böse, Viscoelastic properties of silicone-based magnetorheological elastomers, *Int. J. Mod. Phys. B* 21 (2007) 4790–4797. <https://doi.org/10.1142/S0217979207045670>.
- [161] Y. Shiau, A.R. Valentino, ELF Electric Field Coupling to Dielectric Spheroidal Models of Biological Objects, *IEEE Trans. Biomed. Eng. BME-28* (1981) 429–437. <https://doi.org/10.1109/TBME.1981.324815>.
- [162] X. Zhou, L. Wang, D. Huang, Y. Liang, Q. Shi, H. Yaying, M. Zhang, H. Pu, W. Wen, J. Wu, Smart Table Tennis Racket with Tunable Stiffness for Diverse Play Styles and Unconventional Technique Training, *Adv Materials Technologies* 6 (2021) 2100535. <https://doi.org/10.1002/admt.202100535>.
- [163] M. Rahaman, A. Aldalbahi, P. Govindasami, N. Khanam, S. Bhandari, P. Feng, T. Altalhi, A New Insight in Determining the Percolation Threshold of Electrical Conductivity for Extrinsically Conducting Polymer Composites through Different Sigmoidal Models, *Polymers* 9 (2017) 527. <https://doi.org/10.3390/polym9100527>.
- [164] L.K. Namitha, M.T. Sebastian, High permittivity ceramics loaded silicone elastomer composites for flexible electronics applications, *Ceramics International* 43 (2017) 2994–3003. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.11.080>.

[165] J. Su, J.S. Harrison, T.L.St. Clair, Y. Bar-Cohen, S. Leary, Electrostrictive Grafr Elastomers and Applications, MRS Proc. 600 (1999) 131. <https://doi.org/10.1557/PROC-600-131>.

[166] V. Cârlescu, G. Prisăcaru, D. Olaru, Electromechanical response of silicone dielectric elastomers, IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 147 (2016) 012057. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/147/1/012057>.

[167] G. Diguët, J.-Y. Cavaille, G. Sebald, T. Takagi, H. Yabu, A. Suzuki, R. Miura, Physical behavior of electrostrictive polymers. Part 1: Polarization forces, Computational Materials Science 190 (2021) 110294. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2021.110294>.

Köszönetnyilvánítás

Köszönettel tartozom témavezetőmnek, dr. Szalai Istvánnak, valamint dr. Guba Sándornak, Horváth Barnabásnak és Mester Sándornak a szakmai támogatásért és a disszertáció elkészítésében nyújtott segítségéért.

Köszönettel tartozom továbbá a volt Mechatronikai Képzési és Kutatási Intézet munkatársainak a kísérletek és mérések megtervezésében és kivitelezésében nyújtott segítségükért.