



Alumínium és alumínium ötvözet mátrixú szintaktikus fémhabok gyártása és mechanikai tulajdonságai

Írta

Orbulov Imre Norbert

PhD, okleveles gépészmérnök

aki jelen doktori művel a műszaki tudományágban
az MTA doktora cím elnyerésére pályázik

Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem
Gépészmérnöki Kar
Anyagtudomány és Technológia Tanszék
MTA–BME Kompozittechnológiai Kutatócsoport



**Budapest
2017**

Tartalom

Köszönetnyilvánítás	iv
Jelölések	v
1 Bevezetés	1
2 Célkitűzés	6
3 Felhasznált és előállított anyagok, kísérleti módszerek	7
3.1 Felhasznált anyagok és gyártási eljárás	7
3.2 Vizsgálati módszerek	9
3.3 A szintaktikus fémhabok szerkezete	14
4 Szintaktikus fémhabok gyártása és minősítése	22
4.1 A részterület szakirodalmának összefoglalása	22
4.2 Infiltrálási kísérletek	24
4.3 A mérési eredmények és értékelésük	27
4.3.1 Az infiltrálással előállított szintaktikus fémhabok tulajdonságai és minősítése	31
4.4 Következtetések	33
5 A szintaktikus fémhabok kvázi-statisztikus szabadzömítése	35
5.1 A részterület szakirodalmának összefoglalása	35
5.2 A gömbhéjak méretének hatása a kvázi-statisztikus mechanikai tulajdonságokra	37
5.3 A mátrixanyag hatása a kvázi-statisztikus mechanikai tulajdonságokra	40
5.4 A nyomóvizsgálati görbék matematikai leírása, tönkremeneteli módok	43
5.4.1 Az alkalmazott matematikai modellek	43
5.4.2 Tönkremeneteli módok, a nyomóvizsgálati görbék jellegzetességei	50
5.5 A szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági modulusa	52
5.5.1 A szintaktikus fémhabok alakváltozási mechanizmusai	52
5.5.2 A szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági modulusának mérése	55
5.5.3 A szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági modulusának meghatározása végeselemes analízissel	57
5.5.4 Az effektív rugalmassági modulus számítása analitikus módszerekkel	59
5.6 Hibrid szintaktikus fémhabok	61
5.6.1 Az eltérő anyagú gömbhéjakkal erősített szintaktikus fémhabok	61
5.6.2 Az eltérő méretű gömbhéjakkal erősített szintaktikus fémhabok	67
5.6.3 Alkalmazási példa – kis önsúlyú tartók	70
5.7 Következtetések	75
6 A szintaktikus fémhabok növelt alakváltozási sebességű zömítése	77
6.1 A részterület szakirodalmának összefoglalása	77
6.2 Karakterisztikus mechanikai tulajdonságok	78
6.3 Tönkremeneteli mechanizmusok	84
6.4 Következtetések	86
7 A szintaktikus fémhabok radiális irányban gátolt zömítése	88
7.1 A részterület szakirodalmának összefoglalása	88

7.2	Karakterisztikus mechanikai tulajdonságok.....	89
7.3	Tönkremeneteli mechanizmusok	93
7.4	Következtetések.....	95
8	A szintaktikus fémhabok viselkedése ismétlődő nyomó igénybevétel hatására.....	96
8.1	A részterület szakirodalmának összefoglalása	96
8.2	Karakterisztikus mechanikai tulajdonságok.....	99
8.3	Tönkremeneteli mechanizmusok	106
8.4	Következtetések.....	109
9	Összefoglalás	111
10	Új tudományos eredmények, tézisek	113
10.1	Első tézis – infiltrálás [43-46, 60, 61]	113
10.2	Második tézis – effektív rugalmassági modulusz [13, 93]	113
10.3	Harmadik tézis – hibrid kompozitok [114, 115].....	113
10.4	Negyedik tézis – nagy alakváltozási sebességű zömítés [97, 98]	113
10.5	Ötödik tézis – radiális irányban gátolt zömítés [140]	114
10.6	Hatodik tézis – ismétlődő nyomóigénybevétel [165-167].....	114
	Hivatkozások.....	115

Köszönetnyilvánítás

Ezúton mondok köszönetet témavezetőimnek és mentoraimnak: Németh Árpádnak és Dobránszky Jánosnak, az elmúlt években nyújtott segítségükért és szakmai irányításukért. Külön köszönet illeti Májlinger Kornél kollégámat a mérésekben való intenzív közreműködésért és az építő jellegű diszkusszióikért.

A munkám során tanúsított segítségükért és támogatásukért köszönettel és hálával tartozom az Anyagtudomány és Technológia Tanszék, valamint az MTA–BME Kompozittechnológiai Kutatócsoport összes munkatársának. Külön köszönetemet fejezem ki:

- Artinger István, Ginsztler János és Verő Balázs professzor uraknak az építő kritikáikért és a tanácsaikért.
- Dévényi László és Szabó Péter János tanszékvezető uraknak a kiemelkedő támogatásukért.
- Blücher József és Kaptay György professzor uraknak hasznos tanácsaikért és szakmai iránymutatásukért.
- A Polimertechnika Tanszéknek, valamint az MTA–BME Kompozittechnológiai Kutatócsoportnak és munkatársaiknak a laboratóriumi mérésekben nyújtott közreműködésükért.
- A Műszaki Mechanikai Tanszéknek és különösen Dombóvári Zoltán kollégának a rezgéstani mérésekben nyújtott segítségükért.
- Az Áramlástan Tanszéknek és Kristóf Gergelynek a numerikus áramlástani szimulációban nyújtott segítségéért.
- A Biomechanikai Kooperációs Kutatóközpontnak és munkatársainak, különösen Szebényi Gábornak a fárasztási kísérletekben nyújtott támogatásukért.
- Az ELTE Anyagfizikai Tanszékének és Kádár Csillának az akusztikus emissziós vizsgálatok elvégzéséért.
- Hallgatóimnak a kísérleti munkában való részvételükért, különösen Katona Bálint és Szlancsik Attila kollégáknak.

Hálával tartozom családomnak és Noéminek azért, hogy mindvégig mellettem álltak és segítették munkámat, Nélkülük ezt a dolgozatot nem tudtam volna elkészíteni.

Jelölések

Az alábbi jelölésjegyzék összefoglalja az értekezésben használt valamennyi jelölést, mértékegységüket és rövid magyarázatukat.

Latinbetűs jelölések

A (-)	illesztési paraméter.
A _n (-)	n=0...5, illesztési paraméter.
a (-)	illesztési paraméter.
B (-)	illesztési paraméter.
b (-)	illesztési paraméter.
C (-)	illesztési paraméter.
C (-)	a GC gömbhéjak aránya az azonos méretű, de eltérő anyagú gömbhéjakat tartalmazó hibrid szintaktikus fémhabokban.
c (-)	illesztési paraméter.
D (mm)	a nyomóvizsgálati próbatest átmérője.
DAQ	adatgyűjtő (D ata A c Q uisition).
E _{eff} (GPa)	effektív rugalmassági modulusz.
F _{max} (N)	a hibrid kompozitok hajlítása során mért maximális erő.
f (Hz)	a fárasztóvizsgálatok frekvenciája.
f (tf%)	az erősítőfázis térkitöltése az effektív rugalmassági modulusz meghatározását célzó analitikus becslésekben.
G (GPa)	csúsztató rugalmassági modulusz.
GC	a G lobocer típusú gömbhéjak rövidített jelölése (Hollomet GmbH).
GM	a G lobomet típusú gömbhéjak rövidített jelölése (Hollomet GmbH).
H (mm)	a nyomóvizsgálati próbatest magassága.
h (mm)	az ömledékfront pillanatnyi helyzete.
IB	I nfiltráló B erendezés.
I (m ⁴)	a keresztmetszet másodrendű nyomatéka
I _n (-)	n=1...3, integrál (elnyelt mechanikai energia) értékek.
i (-)	a mért és sorbarendezett törési ciklusszám sorszáma a median rank számításánál.
K (GPa)	kompresszibilitási modulusz.
k (-)	terhelési szint.
k _n (-)	n=2 vagy 3, illesztési paraméter.
L (mm)	infiltrált mélység, vagy infiltrált hossz.
MR (-)	M edian R ank.
N (db)	darabszám.
N (db)	ciklusszám.
N _k (db)	a terhelési szintek száma.
N ₀ (-)	a Weibull-eloszlás küszöbértéke.
N _s (-)	a próbatestek száma.

n (db)	a próbatestek darabszáma adott terhelési szinten.
O	oldó hőkezeltégi állapot jele (Al ötvözet hőkezelése).
p (kPa)	infiltrálási nyomás.
PC	személyi számítógép (P ersonal C omputer).
PR (%)	ismétlési megbízhatóság (P ercent R epeatibility).
P _{GC}	a tisztán GC gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhab valamely tulajdonsága.
P _{GM}	a tisztán GM gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhab valamely tulajdonsága.
P _{hibrid}	a hibrid fémhab valamely tulajdonsága.
P _S (%)	túlélési valószínűség.
P _{th} (kPa)	infiltrálási küszöbnyomás.
R (μm)	a (mikro)gömbhéj névleges külső sugara.
R (-)	feszültség aszimmetria tényező a ciklikus terhelésű vizsgálatnál.
R _m (MPa)	szakítószilárdság.
R _{tf} (MPa)	hajlítószilárdság.
r (μm)	a kapillárisok névleges jellemző mérete.
r _e (m)	effektív sugár.
r _h (m)	hidraulikai sugár.
S (MPa)	szerkezeti merevség.
s (tf%)	futókoordináta az effektív rugalmassági modulusz meghatározását célzó differenciális önkonzisztens modellben.
SHPB	S plit- H opkinsin P ressure B ar
SL	az SL300 típusú gömbhéjak rövidített jelölése (Envirospheres Pty. Ltd.).
SZ	szelep, mágnesszelep.
T (°C)	hőmérséklet.
T6	T6 hőkezeltégi állapot jele (Al ötvözet hőkezelése).
TC	termoelem (T hermo C ouple).
T _{olv} (°C)	olvadáspont.
t (s)	infiltrálási idő, idő.
t (μm)	a (mikro)gömbhéjak falvastagsága.
t% (%)	tömegszázalék.
tf% (%)	térfogatszázalék.
U (V)	feszültség az akusztikus emisszióval kiegészített nyomóvizsgálatok során.
V _{mg} (tf%)	a (mikro)gömbhéjak térkitöltése.
W (Jcm ⁻³)	a nyomóvizsgálat során adott alakváltozásig elnyelt, térfogatra fajlagosított energia.
W _C (Jcm ⁻³)	az első feszültségcsúcsig (a nyomószilárdság eléréséig) elnyelt, térfogatra fajlagosított (törési) energia.
W _L (Jcm ⁻³)	a nyomóvizsgálat során adott erőérték eléréséig elnyelt teljes, térfogatra fajlagosított energia, a gátolt radiális alakváltozású nyomóvizsgálatok során.

W_{UL} (Jcm ⁻³)	a leterhelés során visszanyert, térfogatra fajlagosított energia, a gátolt radiális alakváltozású nyomóvizsgálatok során.
W_X (Jcm ⁻³)	X mérnöki alakváltozásig számított elnyelt, térfogatra fajlagosított energia a dinamikus nyomóvizsgálatok során.
w (-)	illesztési paraméter.
x (μm)	a vonal menti elemeloszlás mérés helykoordinátája.
z (x) (m)	a modális analízis során vizsgált rúd elmozdulása az alkalmazott koordináta-rendszer z irányában.

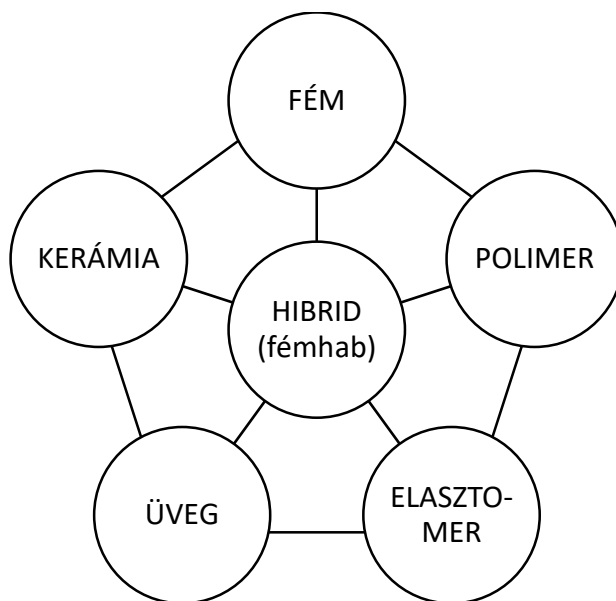
Görögbetűs jelölések

α (-)	a Weibull-eloszlás skálaparamétere, illetve illesztési paraméter.
β (-)	a Weibull-eloszlás alakparamétere, illetve illesztési paraméter.
γ (Nm ⁻¹)	felületi feszültség.
γ (-)	illesztési paraméter.
δ (-)	elhanyagolható mértékű alakváltozás (adott alakváltozás érték környezete).
ε (%)	mérnöki alakváltozás.
ε_S (-)	keresztmetszeti hányados.
ε_{Cn} (%)	$n=1...3$, illesztési paraméter.
ε_C (%)	a nyomószilárdsághoz tartozó törési alakváltozás.
ε_D (%)	tömörödési alakváltozás gátolt radiális alakváltozás során.
ε_E (%)	a dinamikus nyomóvizsgálatok során alkalmazott határalakváltozás az elnyelt, térfogatra fajlagosított energia (W_X) számításához.
ε_{krit} (%)	kritikus mérnöki alakváltozás a fárasztóvizsgálatok során.
$\dot{\varepsilon}_d$ (s ⁻¹)	a dinamikus nyomóvizsgálat alakváltozási sebessége.
$\dot{\varepsilon}_q$ (s ⁻¹)	a kvázi-statisztikus nyomóvizsgálat alakváltozási sebessége.
η (-)	a (mikro)gömbhéj falvastagságának és külső sugarának hányadosa.
η (Pas)	dinamikai viszkozitás.
Θ (°)	nedvesítési-, vagy peremszög.
λ (-)	az erősítő részecskék alakjától függő geometriai paraméter.
κ (-)	nyírási együttható a Timoshenko-féle rúd elméletben.
ρ (gcm ⁻³)	sűrűség.
ρ_{hab} (gcm ⁻³)	a szintaktikus fémhab sűrűsége.
ρ_m (gcm ⁻³)	a mátrixanyag sűrűsége.
ρ_{mg} (gcm ⁻³)	a (mikro)gömbhéjak valódi sűrűsége.
Σ (-)	alakváltozási sebesség érzékenységi paraméter.
σ (MPa)	mérnöki nyomófeszültség.
σ^* (MPa)	0,2%-os maradó mérnöki alakváltozáshoz tartozó nyomófeszültség.
σ_n (-)	$n=0$ vagy 1 , illesztési paraméter.
σ_C (MPa)	nyomószilárdság.
σ_d (MPa)	dinamikus körülmények között mért nyomófeszültség.

σ_{C-1} (MPa)	a hibrid szintaktikus fémhab első feszültségcsúcsa a kvázi-sztatikus nyomóvizsgálatok során.
σ_{C-2} (MPa)	a hibrid szintaktikus fémhab második feszültségcsúcsa a kvázi-sztatikus nyomóvizsgálatok során.
$\sigma_{f/g}$ (Nm ⁻¹)	a felületi feszültség folyadék és gáz fázis között.
$\sigma_{\max}$ (MPa)	a terhelés maximuma a fárasztóvizsgálatok során.
$\sigma_{\min}$ (MPa)	a terhelés minimuma a fárasztóvizsgálatok során.
σ_{P20-40} (MPa)	a szintaktikus fémhab platófeszültsége 20% és 40% alakváltozás között számítva (értelemszerűen más határok is lehetségesek).
σ_q (MPa)	kvázi-sztatikus körülmények között mért nyomófeszültség.
$\sigma_{Y0,5}$ (MPa)	a szintaktikus fémhab folyáshatára, 0,5%-os maradó mérnöki alakváltozásnál (értelemszerűen más alakváltozás érték is lehetséges).
ω (rads ⁻¹)	frekvencia a Timoshenko-féle rúdelméletben.

1 Bevezetés

A szintaktikus fémhabok (metal matrix syntactic foams) részecskeerősítésű társított anyagok, idegen szóval kompozitok, vagy kompozit-fémhabok (composite metal foams). Nevükben a „szintaktikus” kifejezés a görög „συντακτικός” szóból ered, amelynek jelentése szabad fordításban: „összerendezett” és arra utal, hogy az anyagban az erősítő- vagy töltőanyag részecskéi egymáshoz képest többé-kevésbé rendezett (például sűrű illeszkedésű) módon helyezkednek el. A szintaktikus fémhabok a részecskeerősítésű kompozitok és a fémhabok csoportjába is besorolhatók, így az Ashby-féle anyagcsoportosításban [1] (1.1. ábra) a hibridek osztályában helyezkednek el (a szál- és részecskeerősítésű kompozitokkal, szendvicsszerkezetekkel, rácsos szerkezetekkel, kábelekkal és réteges kompozitokkal együtt). Kompozitok lévén a szintaktikus fémhabok összetevőiket tekintve mátrixanyagból (a legtöbbször Al ötvözet, de elméletileg bármilyen más fém alkalmazható) és erősítőanyagból (üveg, kerámia vagy fém gömbhéjak [2-4]) állnak, amelyek között a terhelésátadásért felelős átmeneti réteg teremt kapcsolatot.



1.1. ábra Az anyagok csoportosítása Ashby szerint, [1] nyomán

A szintaktikus fémhabok legmeghatározóbb igénybevétele a nyomás. Ennek hangsúlyosságát az is mutatja, hogy a fémhabokhoz kapcsolódó vizsgálatok közül jelen pillanatban egyedül ez a szabványosított [5, 6]. A fajlagos nyomószilárdság az alumínium mátrixú szintaktikus fémhaboknál (az azonos porozitású) „hagyományos” fémhabokhoz képest 5-10-szeres, míg az adott összehasonlító alakváltozásig elnyelt mechanikai munka 2-5-szörös értéket is elérhet. Külön hangsúlyozandó, hogy a szintaktikus fémhabok jellemző mechanikai tulajdonságai az összetevők változtatásával, utólagos kezelésekkal széles határok között változtathatók és adott alkalmazási célra optimálhatók („tailoring”).

A szintaktikus fémhabok felhasználási területei jelenleg még jobbára kiforratlanok. Elterjedésüket két ok akadályozza: egyrészt – egyelőre – viszonylag nagy gyártási költségük,

másrészt a tervezési munkához, méretezéshez szükséges mérőszámok (részleges) hiánya. A fémhabok és szintaktikus fémhabok alkalmazásai hasonlóak a fémmátrixú kompozitokéhoz. A közlekedéstechnikában elsősorban személygépjárművekben (jellemzően felsőkategóriás- és luxusautókban) merevítő és energiaelnyelő elemekként, tehergépjárművekben merevségnövelési céllal (például rakodókarok), és a környezetet terhelő zajt csökkentő árnyékoló falakként jelennek meg. Az űrtechnikában kis sűrűségük és nagy fajlagos merevségük miatt alkalmazzák őket tükrök tartóelemeként, vagy panelek merevítéseiként. Zártszelvényből készülő teherviselő szerkezetekben, felépítményekben, szendvicsszerkezetekben a fémhab növeli az elemek mechanikai stabilitását. A hadiiparban réteges szerkezetekben, védelmi céllal jelennek meg, elsősorban járműveken (nagyobb kaliberű lövedékek, robbantások, aknák elleni védelem), de stratégiai fontosságú építmények falazatában is alkalmazzák őket. Fontos felhasználási területek lehetnek még az öntéssel készülő, kis- és közepes mechanikai terhelésnek kitett különböző gépházak, burkolatok. A fémhabok, szintaktikus fémhabok elterjedőben vannak az építéstechnikában is: könnyűszerkezetes építmények padlólemezeiként, álmennyezetekként, kültéri burkolóelemekként, lépcsőkként, tűzálló szakaszoló ajtókként, felvonó rendszerek elemeiként alkalmazzák őket [7].

A világban több helyen foglalkoznak hagyományos fémhabok kutatásával és nagy volumenű gyártásával is. Hazánkban az első fémhabokat az 1980-as évek végén az Aluterv FKI-ban állították elő. Nemrégiben pedig hazánkban is megkezdte működését egy fémhabgyártó üzem (Aluinvent ZRt., Felsőzsolca [8]), amely jelenlegi fémhab gyártási kapacitása évenként 1000 tonna. Ezenkívül Magyarország több felsőoktatási intézményében foglalkoznak hagyományos fémhabokkal kutatási és fejlesztési tevékenységük részeként: például a Miskolci Egyetemen (fémhabok fejlesztése), a Széchenyi István Egyetemen (röntgentomográfia, digitális rekonstrukció), a Debreceni Egyetemen (végelelemes analízis) és az Eötvös Lóránd Tudományegyetemen (akusztikus emisszió). Kifejezetten szintaktikus fémhabokkal a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem Gépészmérnöki Karának Anyagtudomány és Technológia Tanszékén jelen doktori mű szerzője és kollégái, hallgatói foglalkoznak a fent felsorolt és külföldi intézményekkel, partnerekkel együttműködve. A kutatómunka 2003-ban indult meg, majd 2005-ben gyorsult fel prof. Blücher József kollégánk nagylelkű laborberendezés adományával. A munkát támogatta egy GVOP pályázat (amely létrehozta a Tanszék kompozitlaborját a 2005. augusztus 25-i ünnepélyes átadással), több OTKA (A, CK, PD) pályázat, két Bolyai János Kutatási Ösztöndíj és a Junior Prima Díj magyar tudomány kategóriájának elnyerése. Nagy támogatást, motivációt jelentett az MTA–BME Fémtechnológiai Kutatócsoport, és hasonló szerepet tölt be jelenleg is az MTA–BME Kompozittechnológiai Kutatócsoport.

Jelen doktori mű bemutatja, rendszerezi és összefoglalja a szintaktikus fémhabok fejlesztésének területén a PhD fokozat megszerzése (2009. november 12.) óta végzett kutatási munka eredményeit a gyártási sajátosságoktól kezdve a szintaktikus fémhabok elterjedését segítő mérőszámok, mutatók meghatározásáig. A kutatómunka eredményeinek összefoglalását tekintve az értekezés öt fő részre tagolható.

Az első fő rész (4. fejezet) a szintaktikus fémhabok gyártási lehetőségeivel és annak nehézségeivel foglalkozik. A fejezet szakirodalmi összefoglalója ismerteti a szintaktikus fémhabok gyártási eljárásainak lehetőségeit, a módszerek jellemzőit, korlátait. Az elemzés a gáznyomásos infiltráció, mint automatizálható, egyenletes minőséget biztosító, fizikai alapjait tekintve a kisnyomású meleg kamrás nyomásos öntéssel azonos és szériagyártásba emelhető módszerét emeli ki, különös tekintettel az adott paraméterekkel gyártható darabok méreteire, illetve megfordítva: egy adott próbatest gyártásához szükséges infiltrálási paraméterek meghatározására. A fejezet eredményei ezzel kiindulópontot adnak a szintaktikus fémhabok sorozatgyártásának tervezéséhez.

A második fő rész (5. fejezet) a szintaktikus fémhabok kvázi-statisztikus körülmények közötti szabadzömítésével (sík lapok közötti zömítésével) foglalkozik. Az ismertetett szilárdsági, alakváltozási, merevségi és energiaelnyelési eredmények alapot adnak a szintaktikus fémhabok tervezéséhez. A mérések során számos változó (kémiai összetétel, gömbhéjtípus stb.) hatását nyomon követtük. Elemeztük a nyomóvizsgálati görbék leírásának matematikai lehetőségeit, illetve több megoldást ismertettek az effektív rugalmassági modulusz (a szintaktikus fémhabot homogén, izotróp anyagként helyettesítő képzeletbeli test rugalmassági modulusza) meghatározására. Külön alfejezet foglalkozik az úgynevezett hibrid szintaktikus fémhabok tulajdonságaival. A fejezet végén egy szintaktikus fémhab alapú hibrid kompozitot is bemutatnak, mint alkalmazási példát.

A harmadik fő rész (6. fejezet) a szabadzömítés módszerét megtartva vizsgálja és összegezi az alakváltozási sebesség hatását. A mérések során ugyanazoknak a változóknak (összetétel, gömbhéjtípus stb.) a hatását követtük nyomon, mint a kvázi-statisztikus vizsgálatok során. A nagy alakváltozási sebességeket split-Hopkinson berendezés segítségével biztosítottuk egyesült államokbeli kollégákkal történt együttműködés keretében. Az eredmények – különös tekintettel az energiaelnyelésre –, alapot adnak azoknak az alkalmazásoknak, alkatrészeknek a tervezéséhez, amelyek során a fémhabot nagy sebességgel becsapódó test érheti (például védelmi funkciók).

A negyedik fő rész (7. fejezet) a kvázi-statisztikus állapotbeli, de radiális irányban gátolt alakváltozású zömítést elemzi, szintén az eddig említett vizsgálati változók függvényében. A radiális irányban gátolt alakváltozás nagymértékben megnöveli a szintaktikus fémhabok energiaelnyelő képességét, mivel a darabot teljes térfogatában alakváltozásra kényszeríti, szemben a szabad zömítéssel, amikor érvényesül a fémhabok sérüléslokalizáló képessége. Ezek az eredmények a fémhabokkal kitöltött zárt szerkezetek, héjak (például lökéscsillapítók, -hárítók) tervezéséhez alkalmazhatók.

Végezetül az ötödik fő rész (8. fejezet) a szintaktikus fémhabok ismétlődő (lökettető), nyomó igénybevétel hatására mutatott viselkedését vizsgálja ugyancsak az összetétel és a gömbhéjak jellemzőinek, mint fő vizsgálati változóknak a függvényében. Ezek az eredmények hasznosak lehetnek a ciklikus igénybevételeknek kitett alkalmazásokban, mint például a különféle teherviselő héjszerkezetekben.

Az értekezés felépítését, fejezeteinek fő tevékenységeit és azok eredményét az 1.1. táblázat foglalja össze.

1.1. táblázat Az értekezés felépítésének vázlata

FEJEZET	FŐ TEVÉKENYSÉG	ELÉRT EREDMÉNY
1. Bevezetés	→ A szintaktikus fémhabok fogalmának és alkalmazási lehetőségeinek bemutatása	→ A szintaktikus fémhabok és az értekezés szerkezetének megismerése
2. Célkitűzés	→ Problémafelvetés, az értekezés céljainak meghatározása	→ Célkitűzés a megfogalmazandó tézisekkel összhangban
3. Felhasznált anyagok és kísérleti módszerek	→ Alkalmazott anyagok, eljárások, berendezések bemutatása	→ A felhasznált anyagok, valamint a mérési körülmények megismerése
4. Szintaktikus fémhabok gyártása és minősítése	→ Infiltrálási kísérletek, az előállított szintaktikus fémhabok vizsgálata	→ Infiltrált hossz – infiltrálási paraméterek összefüggés feltárása, minősítés
5. A szintaktikus fémhabok kvázi-statisztikus szabadzömítése	→ Szintaktikus- és hibrid szintaktikus fémhabok nyomóvizsgálata kvázi-statisztikus körülmények között	→ A gömbhéj méret, a mátrixanyag, a hőkezelés, a hibridizációk hatásának feltárása; matematikai leírás; effektív rugalmassági modulusz; alkalmazási példa
6. A szintaktikus fémhabok növelt alakváltozási sebességű zömítése	→ Szintaktikus fémhabok nyomóvizsgálata SHPB berendezéssel	→ Az alakváltozási sebesség, a mátrixanyag, a hőkezelés hatásának feltárása
7. A szintaktikus fémhabok radiális irányban gátolt zömítése	→ Szintaktikus fémhabok kvázi-statisztikus zömítése gyűrű alakú szerszámban	→ A többtengelyű feszültségállapot, a gömbhéj méret, a mátrixanyag, a hőkezelés hatásának feltárása
8. A szintaktikus fémhabok viselkedése ismétlődő nyomó igénybevétel hatására	→ Szintaktikus fémhabok ciklikus terhelése sík lapok között	→ A gömbhéj méret, és a mátrix hatásának feltárása, Wöhler-görbék

A táblázat a következő oldalon folytatódik.

1.2. táblázat Az értekezés felépítésének vázlata (folytatás)

FEJEZET		FŐ TEVÉKENYSÉG		ELÉRT EREDMÉNY
9. Összefoglalás	→	A vizsgálatok, eredmények összefoglalása	→	Az eredmények rendszerezése
10. Tézisek	→	Az új tudományos eredmények megfogalmazása	→	Tézispontok

Minden fő rész felépítése hasonló: a fejezet szakirodalmi bevezetéssel indul, ismerteti a saját eredményeket, majd az azokból levont következtetéseket. Az összefoglalás (9. fejezet) után a következtetések tézisekbe tömörített megfogalmazásait a 10. fejezet foglalja össze. Az értekezést a hivatkozásjegyzék zárja le. A hivatkozások a szokásos módon [] között jelennek meg, a saját publikációkat pedig dőlt szedés különíti el ([]).

2 Célkitűzés

Értekezésem célja a szintaktikus fémhaboknak, mint új, a kereskedelmi forgalomban még nem kapható anyagtípusnak az átfogó vizsgálata. Mivel egy ilyen jellegű vizsgálatsorozat a variációk, vizsgálati változók számosságából adódóan sohasem lehet egészen teljes, a szintaktikus fémhabok előállításával kapcsolatban az értekezésemben célul tűzöm ki:

- a szintaktikus fémhabok előállítási lehetőségeinek tanulmányozását különös tekintettel a nyomásos infiltrációra és a kis infiltrációs idő ($t < 10s$) tartományára.

A szintaktikus fémhabok előállításán túllépve célul tűzöm ki a bizonyos, alkalmazási és felhasználási szempontokból fontos, karakterisztikus mechanikai tulajdonságok mérését, meghatározását, különös tekintettel:

- a szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági modulusának meghatározási lehetőségeinek elemzésére;
- a kvázi-statisztikus körülmények között végzett nyomóvizsgálatokból meghatározható karakterisztikus tulajdonságokra a hibrid szintaktikus fémhabokra vonatkozóan is;
- a nagy alakváltozási sebességgel végzett nyomóvizsgálatokból meghatározható mechanikai tulajdonságokra;
- a gátolt alakváltozási körülmények között végzett, többtengelyű feszültségi állapotot megvalósító nyomóvizsgálatok kiértékeléséből meghatározható mechanikai tulajdonságokra és
- az ismétlődő, ciklikusan jelentkező nyomóigénybevétel hatására mutatott viselkedésre és mechanikai tulajdonságokra.

A karakterisztikus mechanikai tulajdonságokkal foglalkozó fejezetek kiegészülnek az adott igénybevételre jellemző tönkremeneteli módok elemzésével is. A fenti felsorolásokban szereplő pontokhoz kapcsolódóan fogalmazom meg az új tudományos eredményeket összefoglaló tézispontokat. Ezen túlmenően célul tűzöm ki a kvázi-statisztikus nyomóvizsgálat során rögzített feszültség – alakváltozási görbék matematikai leírását is.

Hangsúlyozom, hogy az értekezésben összefoglalt eredmények mind egy, azonos technológiával (nyomásos infiltrálás) előállított szintaktikus fémhabokra vonatkoznak és így teljeskörű képet adnak ennek az anyagfajtának a jellemző tulajdonságairól, ellentétben az egyes szakirodalmi forrásokban külön-külön szereplő adatokkal, amelyek egy-egy, általában különböző technológiával előállított anyagféleség egy-egy kiragadott tulajdonságát taglalják.

3 Felhasznált és előállított anyagok, kísérleti módszerek

Ebben a fejezetben a vizsgált szintaktikus fémhabokhoz felhasznált alapanyagok mellett ismertetem a fémhabok gyártásához alkalmazott eljárást (nyomásos infiltrálás), az előállított anyagok szövetszerkezetét és a vizsgálatukhoz alkalmazott módszereket.

3.1 Felhasznált anyagok és gyártási eljárás

A vizsgált szintaktikus fémhabok előállításához összesen négyféle mátrixanyag és háromféle gömbhéj kombinációját alkalmaztuk, a hibrid kompozitokban Al_2O_3 szálakat tartalmazó kompozithuzalokkal [9] is kiegészítve. Mátrixanyagként Al99,5, AlSi12, AlMgSi1 és AlCu5 ötvözeteket használtunk fel, ezek fő összetevőit és tulajdonságait a 3.1. táblázat foglalja össze.

3.1. táblázat A mátrixanyagok átlagos kémiai összetétele és fő tulajdonságai

Mátrix	ASM ekvivalens	Összetétel (t%)						R_m (MPa)	T_{olv} (°C)
		Al	Si	Fe	Mg	Cu	egyéb		
Al99,5	Al1050	99,5	0,1	0,1	-	-	0,3	75	660
AlSi12	A413.0	86,0	12,8	0,1	0,1	-	1,0	115	575
AlMgSi1	Al6082	97,0	1,1	0,5	1,1	-	0,3	125	650
AlCu5	Al2011	95,0	-	-	-	4,5	0,5	190	630

A szintaktikus fémhabokba három különböző típusú gömbhéjat, vagy azok kombinációját építettük be, mindig ~65 tf%-os térkitöltéssel. A kerámia gömbhéjak két különböző gyártótól, az EnviroSpheres Ltd-től [2] (Ausztrália, SL300 típus, jelölése SL) és a Hollomet GmbH-től [3] (Németország, Globocer típus, jelölése GC) származtak. Ezeket a gömbhéjakat oxid kerámiák alkotják és a két gyártó ellenére összetételük közel azonos, méretükben azonban jelentősen különböznek. A harmadik gömbhéjtípus a Hollomet GmbH-től származó vas gömbhéjak csoportja (Globomet típus, jelölése GM), a gyártó kerámia gömbhéjaihoz hasonlatos mérettel. A gömbhéjak összetételét és főbb tulajdonságait a 3.2. táblázat foglalja össze. Az adatok saját méréseken alapulnak.

3.2. táblázat A gömbhéjak jellemző kémiai összetétele és fő tulajdonságai

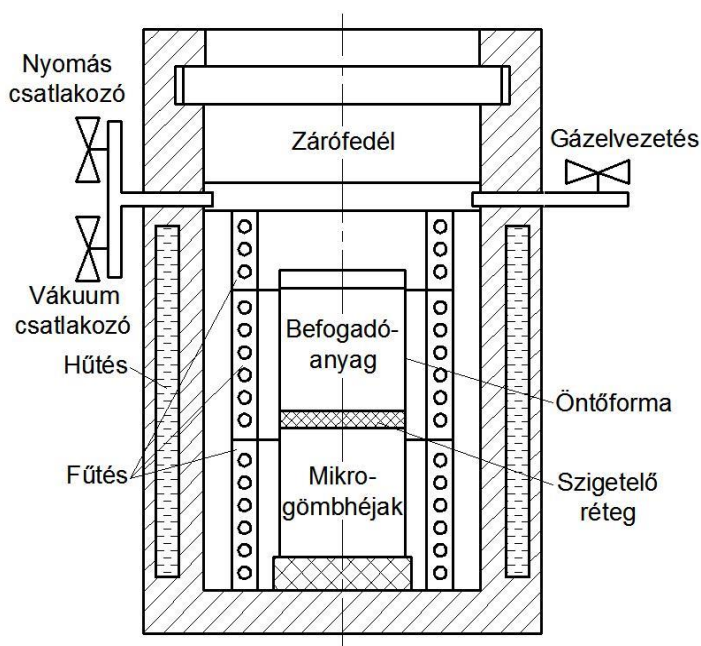
Típus	Összetétel (t%)				$\varnothing D$ (μm)	t (μm)	ρ (gcm^{-3})
	Al_2O_3	SiO_2	$3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$	Fe			
SL	35,0	45,0	20,0	-	$150 \pm 4,1$	$6,75 \pm 0,2$	0,691
GC	33,0	48,0	19,0	-	1425 ± 42	$60 \pm 1,7$	0,816
GM	-	-	-	100	1413 ± 22	$23 \pm 0,6$	0,704

A szintaktikus fémhabok előállításához alkalmazott gyártási módszer a Blücher-féle nyomásos infiltrálás volt, amelyet egy vákuum és túlnyomás alá helyezhető kemencében hajtottunk végre. A kemence felépítését mutatja a 3.1. és 3.2. ábra. A gömbhéjakat egy öntőformába töltöttük, ami egy lefenekelt zártszelvény volt. A formát félmagasságig töltöttük fel a

gömbhéjakkal, majd ütogetéssel tömörítettük. Így úgynevezett véletlenszerű legsűrűbb illeszkedésű elrendezést (Random Close Pack, RCP) lehet elérni, amelynek térkitöltését empirikus úton ~65 tf%-ban határozták meg gömbök esetére [10, 11]. A gömbhéjak tetejére ezután egy Al_2O_3 szigetelő paplan réteget fektettünk, amely az eljárás során megolvadó mátrixanyagot a nyomásos infiltrálás pillanatáig elválasztja a gömbhéjaktól. A paplanréteg vastagsága mintegy 10 mm volt. Erre helyeztük el az előzetesen a mátrixanyagból kimunkált fémtömböt. Ezeken kívül a formába került két termoelem is. Az egyik a forma aljára, hogy mérhessük a gömbhéjak környezetében uralkodó hőmérsékletet, a másik pedig egy furatba a mátrixanyagból készült tömbben, hogy mérhessük a tömb hőmérsékletét.



3.1. ábra Infiltráló kemence



3.2. ábra Az infiltráló kemence vázlata

Az így előkészített öntőformát ezután a kemencébe raktuk, a kemencét lezártuk, majd vákuum alá helyeztük és folyamatos vákuumozás mellett fűteni kezdtük. A fűtés végeztével a mátrixanyag megolvadt és folyadékugót képzett az öntőformában, elválasztva a gömbhéjak terét a kemence terétől és megőrizve a vákuumot a gömbhéjaknál. Ezután egy útszelep segítségével a vákuumozást megszüntettük és túlnyomás alá helyeztük a rendszert. Így a folyadékugó két oldalán nyomáskülönbség alakult ki. A gömbhéjak térrészében vákuum, míg a kemence többi részében túlnyomás uralkodott. Az így létrehozott nyomáskülönbség az ömledéket átpréselte a szigetelőpaplan rétegen és az ömledék a gömbhéjak közötti térrészeket kitöltötte, infiltrálta. Az infiltrálás megtörténtét a gömbhéjak hőmérsékletét mérő termoelemen tapasztalt hőmérsékletugrás jelezte, mivel az olvadék hőmérséklete ~50 °C-szal nagyobb volt a gömbhéjakéinál. A mintákat rövid ideig (30 s) nyomás alatt tartottuk, majd az infiltrálási nyomás megszüntetése után a kemencét kinyitva, abból kiemelve hűtöttük azokat. Az eljárás végeztével a hegesztett formát és a feleslegessé vált mátrixanyag réteget (a szigetelőpaplan alatt közvetlenül) levágtuk és eltávolítottuk. Így a felhasználásra kész szintaktikus fémhabtömb készen állt a további megmunkálásra.

3.2 Vizsgálati módszerek

Az előállított fémhabok összetételüknek megfelelő azonosítót kaptak, például: Al99,5-SL jelöli az Al99,5 mátrixú, ~65 tf% SL300 típusú gömbhéjakkal előállított kompozitokat. Hasonlóan, az AlSi12-20GC-80GM jelölés azonosítja a ~65 tf% gömbhéjat tartalmazó hibrid kompozitot, amelyben a teljes gömbhéj tartalom 20 tf%-a GC, 80 tf%-a GM típusú gömbhéj. Az előállított kompozitokból a makro- és mikroszkópi vizsgálatokhoz reprezentatív adatok szolgáltatására alkalmas méretű hasábokat, a nyomóvizsgálatokhoz hengeres próbatesteket munkáltunk ki. A hengerek átmérője $\varnothing 14$ mm, magassága 21 mm ($H/D=1,5$ karcsúság) volt. A megmunkálás után az előállított fémhabok oldó hőkezelést, az AlMgSi1 és AlCu5 mátrixanyagú kompozitok T6 hőkezelést is kaptak. Az alkalmazott hőkezelések paramétereit a 3.3. táblázat foglalja össze, a paraméterek az adott ötvözetek összetételének megfelelő ASM ajánlásokat tükrözik [12]. A próbatestek vizsgálatára közvetlenül a hőkezelések végeztével került sor. A kompozitokról készült fénymikroszkópi felvételeket kisebb nagyításokban Olympus SZX16, nagyobb nagyításokban Olympus PMG3 típusú mikroszkóppal készítettük. Az elektronmikroszkópos felvételek Phillips XL-30 típusú elektronmikroszkópon készültek, amelyhez az energiadiszperzív röntgen spektroszkópiás (EDS) mérések elvégzéséhez EDAX Genesis berendezés csatlakozott.

3.3. táblázat Hőkezelési paraméterek

Mátrix	Oldó hőkezelés		Hűtőközeg	T6 hőkezelés	
	T (°C)	t (h)		T (°C)	t (h)
Al99,5	500	1	víz	-	-
AlSi12	500	1	víz	-	-
AlMgSi1	500	1	víz	170	14
AlCu5	500	1	víz	170	14

A fény- és elektronmikroszkópi minták előkészítésénél a 3.4. táblázatban összefoglalt beállításokat alkalmaztuk, a csiszolás és a polírozás egy automata Buehler Beta gépen történt.

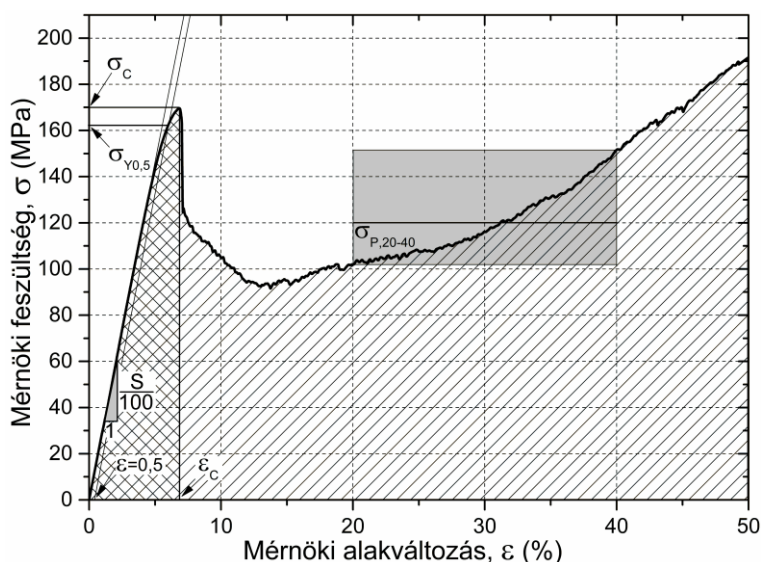
3.4. táblázat Mintaelőkészítési beállítások

Abrázív anyag	Nyomóerő (N)	Idő (min)	Fordulatszám (min^{-1})	Forgásirány
SiC (P320)	22	1	220	ellen
Gyémánt (6 μm)	27	15	150	ellen
Gyémánt (3 μm)	27	6	150	ellen
SiO ₂ (0,05 μm)	27	3	125	egyen

A 3.4. táblázatban összefoglalt előkészítési lépés sorrendet kiegészítette még egy 60 perces vibrációs polírozás is, egy Buehler Vibromet 2-es típusú gépen, 610 g terheléssel, 80%-os amplitúdóval. Az abraszív anyag ebben a lépésben is 0,05 μm -es SiO₂ szuszpenzió volt.

A nyomóvizsgálatokat (sík lapok közötti szabad zömítés) egy MTS 810 típusú univerzális, hidraulikus anyagvizsgálógépen végeztük el, kétoszlopos zömítőszerszámban. A köszörült

nyomólapokat és a próbatesteket Molydal NB 1200 típusú kenőanyaggal kentük. A reprezentatív eredmények érdekében minden mérést legalább hat próbatesten ismételtünk meg. A mérési eredményekből átlagokat és tapasztalati szórásokat képeztünk. A szerkezeti merevség mérésekor 25 mm jeltávú, tapintó finomnyúlásmérőt alkalmaztunk, amelyet a zömítőszerszám merevnek tekinthető nyomólapjaira rögzítettünk fel. A méréseket 50%-os mérnöki alakváltozásig végeztük $0,01 \text{ s}^{-1}$ integrálközepű alakváltozási sebesség mellett. A nyomóvizsgálatok a vonatkozó szabványok [5, 6] alapján értékeltük ki. A jelen értekezés szempontjából fontos, a szabványok értelmezésével azonos, ámde jelölésrendszerét tekintve némileg eltérő mérőszámokat a 3.3. ábra mutatja be. A vizsgálat során meghatározható karakterisztikus mechanikai tulajdonságokat szilárdsági, alakváltozási és energiaelnyelési jellemzők csoportjába lehet besorolni. A szilárdsági jellemzők közül a legfontosabbak az első feszültségcsúcs, amely a törési szilárdság (σ_c (MPa)); az adott maradó mérnöki alakváltozáshoz tartozó feszültségérték, vagyis a folyáshatár (például az $\varepsilon=0,5\%$ alakváltozáshoz tartozó $\sigma_{Y0,5}$ (MPa)) és az adott alakváltozás tartományok között meghatározott platófeszültség (például 20 és 40% között számítva: $\sigma_{P,20-40}$ (MPa)); valamint a diagram kezdeti szakaszának meredekségét leíró szerkezeti merevség (S (MPa)). Hangsúlyozni kell, hogy a szintaktikus fémhabok nyomóvizsgálatai során mérhető szerkezeti merevség nem azonos a fémhabok effektív rugalmassági moduluszával, mivel már igen kis terheléseknél is megindul a mátrixanyag kismértékű képlékeny alakváltozása (ennek részletes magyarázatát lásd az 5.5. fejezetben). A szilárdsági jellemzőkön kívül fontos az alakváltozási képességet leíró jellemző, a törési szilárdsághoz tartozó törési alakváltozás (ε_c (%)). Az energiaelnyelést tekintve a törési energia (W_c (Jcm⁻³)) és a teljes elnyelt mechanikai energia (W (Jcm⁻³)) a legfontosabbak.

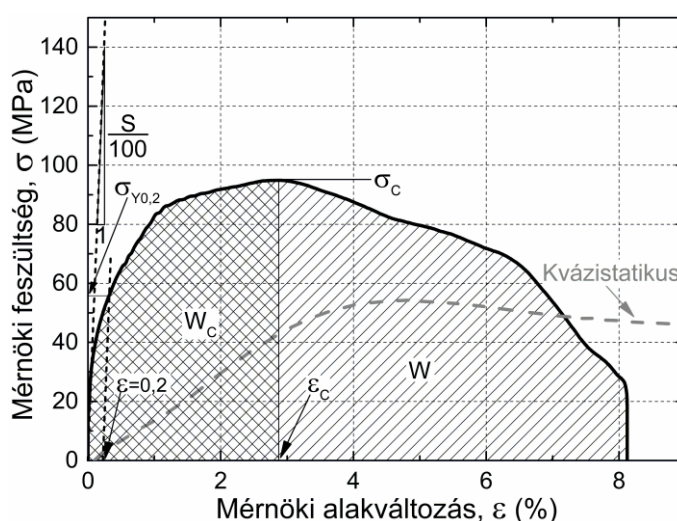


3.3. ábra A szabad zömítés során mért jellemző tulajdonságok

Síklapok közötti, kvázi-statisztikus nyomóvizsgálatokat végeztünk akusztikus emissziós méréssel kiegészítve is, a vizsgálatok során terhelőeszközként egy Instron 5882 típusú univerzális anyagvizsgálógépet alkalmaztunk nagyon kis, $0,03 \text{ mm s}^{-1}$ keresztfejsebességgel. Az akusztikus emisszió jeleit egy 10 mm átmérőjű, Micro30S típusú mikrofon szolgáltatotta, amit a

deformációval párhuzamosan egy PCI-2 típusú (Physical Acoustic Cooperation) berendezés követett nyomon. A mikrofont gumiszalaggal és szilikonzsírral rögzítettük a próbatest felületén. A jelet egy 2/4/6 típusú előerősítő erősítette (40 dB) és egy Micro-II adatgyűjtő berendezés rögzítette. A próbatestek a mikrofon könnyebb elhelyezhetősége végett négyzetes keresztmetszetű (14×14 mm), 30 mm magas hasábok voltak [13].

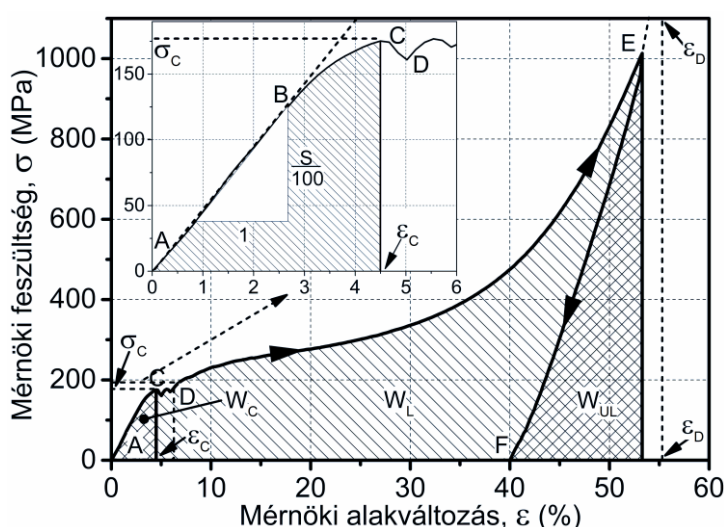
A nagy alakváltozási sebességű méréseket split-Hopkinson módszerrel hajtottuk végre. Az átvivő (transmission bar) és továbbító rúd (incident bar) is C350 jelű nagyszilárdságú acélból készült. A rudak hossza és átmérője rendre 1,8 m és $\varnothing 19,05$ mm volt. A létrejövő feszültség hullámok felerősített jeleit egy PicoScope oszcilloszkóp gyűjtötte össze. A 72,2 mm hosszúságú ütőrudat (strike bar) egy nyomáskamrából lehet működtetni, amelyben 138 vagy 552 kPa nyomás volt beállítható. Az adott nyomásokkal működtetett ütőrúd a minta 933, illetve 2629 s^{-1} -os alakváltozási sebességű zömítését eredményezte. A próbatestek hengeresek voltak és a mérőberendezés specifikációinak megfelelően $\varnothing 12,7$ mm-es átmérővel és magassággal ($H/D=1$) készültek. A méréseket a kvázi-statisztikus zömítésekhez hasonlóan anyagféleségekként hat mintán végeztük el, az eredményeket átlagoltuk és tapasztalati szórásokat számítottunk. A mérések során rögzített mérnöki feszültség – mérnöki alakváltozás görbéket a szabadzömítésével megegyező karakterisztikus jellemzők feltüntetése mellett a 3.4. ábra mutatja be, összevetve a kvázi-statisztikus körülmények között rögzített görbékkel.



3.4. ábra A nagy alakváltozási sebességű, szabad zömítés során mért jellemző tulajdonságok

A szabad zömítés mellett a szintaktikus fémhabokat radiálisan gátolt alakváltozási állapotban, vagyis többtengelyű feszültségi állapotban is vizsgáltuk. Ez könnyen megvalósítható a nyomóvizsgálatok célszerű kiegészítésével, amely egy, a próbatestek külső átmérőjének megfelelő méretű polírozott furatú, egyszerű felépítésű szerszámot jelent. A vizsgálatokat 15 mm magas, $\varnothing 10$ mm átmérőjű próbatesteken végeztük ($H/D=1,5$), amelyeket az eddig ismertetett négy mátrixanyag (Al99,5, AlSi12, AlMgSi1 és AlCu5), valamint az SL és GC jelű gömbhéjak kombinálásával állítottunk elő. A kiváló keményítésre alkalmas próbatesteket

T6 hőkezelésnek vetettük alá (3.3. táblázat). A vizsgálat egyéb körülményei megegyeztek a szabad zömítésnél alkalmazottakkal, azzal, hogy a minták teljes felületét kentük. A vizsgálatokat a szerszám teherbírásának megfelelő 1000 MPa-os feszültség szinten fejeztük be. A rögzített mérnöki feszültség – mérnöki alakváltozás görbék (3.5. ábra) radiális irányban gátolt alakváltozás a C pontig (a törési alakváltozás eléréséig) a szabad zömítéssel alakított fémhabok görbéivel megegyezően futnak, a nyomószilárdság, a törési alakváltozás, a szerkezeti merevség és a törési energia értékei is hasonlóan határozhatók meg. A C pont utáni feszültségesés a gátolt alakváltozás miatt jóval kisebb, mint sík lapok közötti szabad zömítés állapotában. A feszültségesést követően, vagyis a D ponttól kezdődően a feszültség fokozatosan nő az E pontig, a gömbhéjak törése és a mátrixanyag képlékeny alakváltozása a gátolt alakváltozási körülmények között egyre nagyobb mértékben növekszik. A próbatest nem tud egy törési sík mentén két, egymáson elcsúszó próbatestfélévé válni (lásd hasadásos törés, SL gömbhéjak, sík lapok közötti szabad zömítés), illetve nem tud hordósodni sem (lásd diffúz tönkremenetel, GC gömbhéjak, sík lapok közötti szabad zömítés). A kerámia gömbhéjak törésével a mátrixanyag a gömbhéjak helyére igyekszik behatolni, de ez további jelentős képlékeny alakváltozással jár és így nagy energiabefektetést és növekvő feszültség szintet igényel.



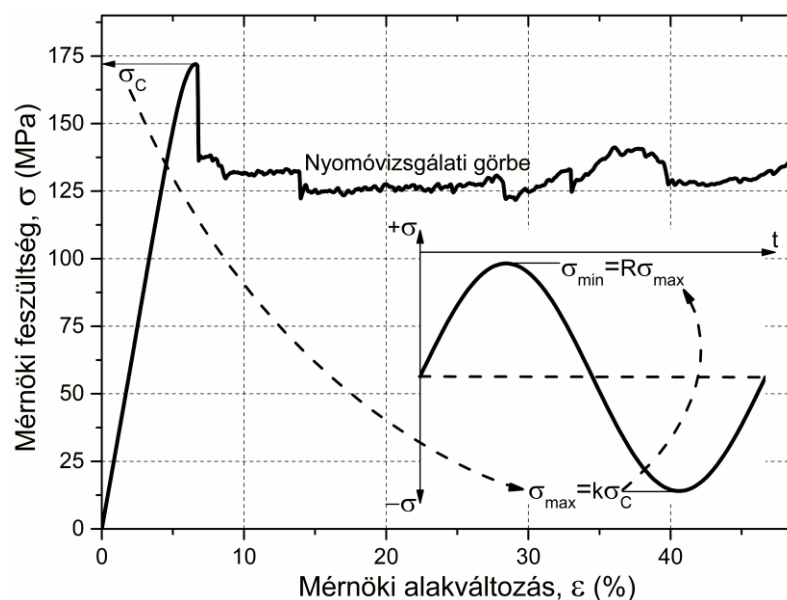
3.5. ábra A radiális irányban gátolt zömítés során mért jellemző tulajdonságok

Amennyiben a kísérleteket az említett 1000 MPa-os terhelés felett is folytattuk volna, a feszültségnövekedés gyorsult volna („végtelen” alakváltozás mellett „végtelen” feszültségértékhez tartva). Mérnöki értelemben a 10000 MPa-os feszültség szintet tekintettük „végtelennek” és a feszültség – alakváltozás görbék hátsó traktusára (20% alakváltozás felett) egy nemlineáris függvényt illesztve határoztuk meg a hozzá tartozó úgynevezett tömörödési alakváltozás (ϵ_D (%)) értéket, amely karakterisztikus mechanikai tulajdonság. Az E pont elérése után a darabokat leterheltük, a leterheléssel rugalmas energia (W_{UL} (Jcm⁻³)) szabadult fel, amely ugyancsak fontos jellemző. A karakterisztikus tulajdonságokat több vizsgálati változó függvényében elemeztük, vizsgáltuk a gömbhéjak méretének hatását, a mátrixanyag összetételének hatását és a hőkezelés hatását is.

A fárasztóvizsgálatokat egy Instron 8872 típusú szervo-hidraulikus univerzális anyagvizsgáló gépen végeztük el egy négy oszlopos zömítő szerszám segítségével. A vizsgálógép dinamikus terhelhetőségének megfelelően a próbatestek hengeres alakúak voltak 12,75 mm-es magassággal és $\varnothing 8,5$ mm-es átmérővel ($H/D=1,5$). A szerszám nyomófelületei 45 HRC keménységértékre hőkezelték. A terhelés szinuszosan változó nyomás volt $R=0,1$ aszimmetria tényezővel 60 és 100% közötti terhelési szinteken. A terhelés frekvenciája $f=10$ Hz volt. Az eredményeket a Weibull eloszlás alkalmazásával értékeltük ki 50%-os törési valószínűségi szinten. A fárasztási kísérletek során az egyik első lépés a terhelési szint meghatározása volt. Klasszikus helyzetben a terhelési szint maximumát az anyag folyáshatárához szokás viszonyítani, amelyet egyszerű szakítóvizsgálatokkal kis szórásértékeken belül meg lehet határozni. A fémhabok kvázi-statisztikus körülmények között mutatott viselkedéséből fakadóan a folyáshatár helyett célszerű a törési szilárdságot alkalmazni viszonyítási alapként. Ez alapján definiálható volt egy terhelési szint, amely eltérő törési szilárdságú fémhaboknál is azonos terheltségi (kihasználtsági) szintet jelentett (3.6. ábra és 3.1. egyenlet):

$$k = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_c} 100(\%) \quad (3.1.),$$

ahol k a terhelési szint, σ_c a törési szilárdság és $\sigma_{\max}$ a nyomóterhelés maximuma a fárasztás során. A fémhabok kvázi-statisztikus törési szilárdságát egy makrókörnyezetből kimunkált hat darab próbatesten mértük meg.



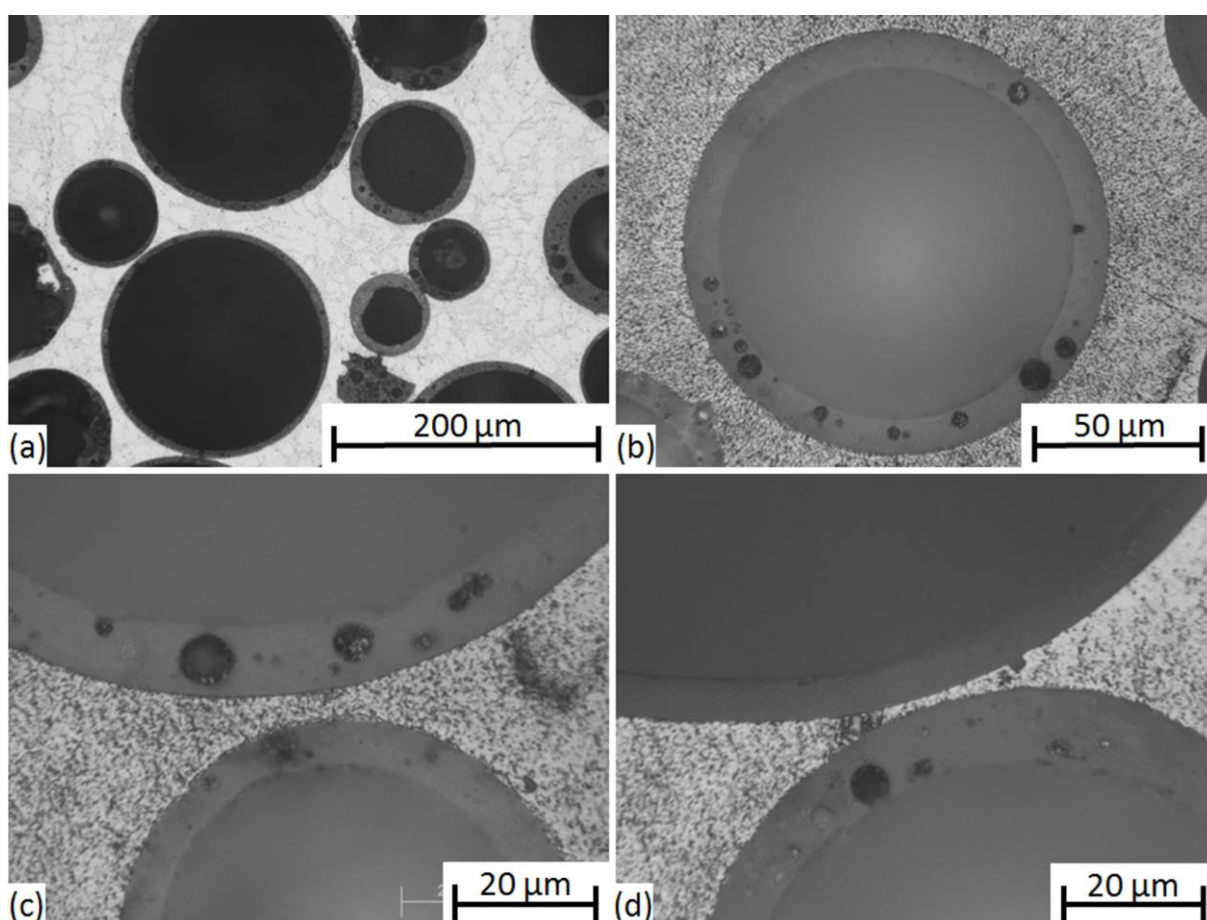
3.6. ábra Szintaktikus fémhabok tipikus nyomóvizsgálati görbéje és a ciklikus terhelés paramétereinek származtatása

Tönkremeneteli kritériumnak alakváltozási limitet alkalmaztunk: a próbatest töröttnek minősült, ha a mérnöki alakváltozás elérte az $\varepsilon_{\text{krit}}=2\%$ -ot. Amennyiben ez nem következett be $2 \cdot 10^6$ ciklusig, akkor az adott próbatest törés nélkül túlélte a tesztet. Megjegyzem, hogy a 2%-

os értéket kismértékben meghaladó mérnöki alakváltozás a vizsgálatok többségében már szemmel látható károsodást (tömörödést, vagy repedést) jelent.

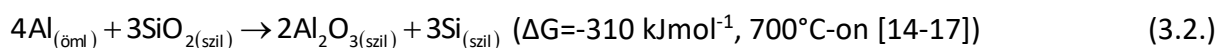
3.3 A szintaktikus fémhabok szerkezete

Ebben a fejezetben az előállított szintaktikus fémhabok általános szerkezetét mutatom be, öntés utáni állapotban, a szövetszerkezetre jellemző, maratlan állapotban készített fénymikroszkópi felvételek segítségével. Nem térek itt ki a későbbiekben ismertetett hibrid szintaktikus fémhabok felépítésére, amit a vonatkozó, 5.6. fejezetben fogok részletezni. Megjegyzem, hogy a szintaktikus fémhabok lényegében egy igen bonyolult kerámia formába öntött öntvénynek is felfoghatók. Az infiltrálás során a mátrixanyag összességében ~60 s-ig volt ömledék állapotban.

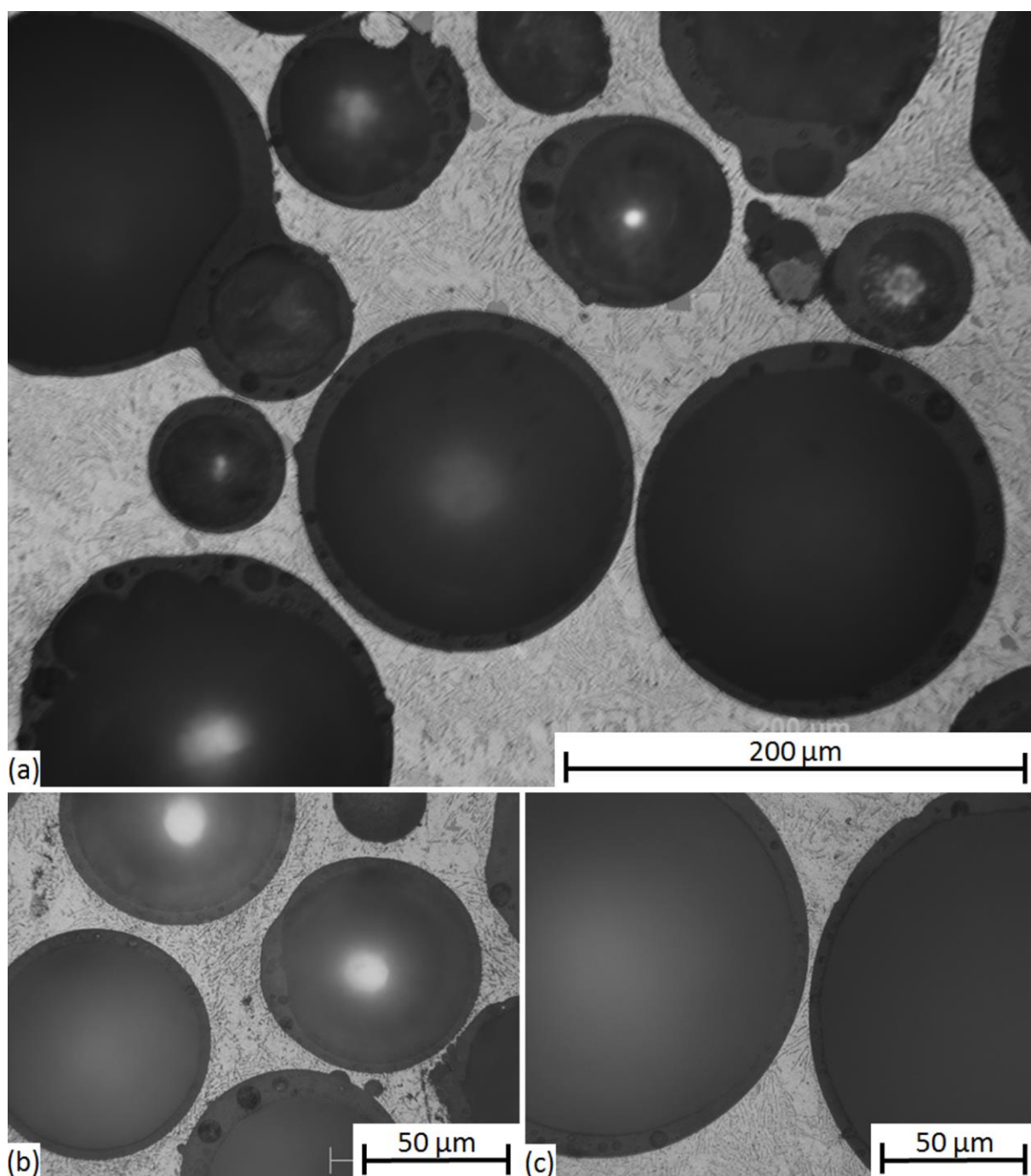


3.7. ábra Al99,5-SL szintaktikus fémhab szerkezete

A 3.7. ábra egy Al99,5 mátrixú, SL típusú gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhab jellemző szerkezeti fotóit foglalja össze. A 3.7a. ábrarészleten megfigyelhető a mátrixanyag szövetszerkezete és részben felismerhetők a mátrixanyag és a gömbhéjak közötti, termodinamikailag lehetséges kémia reakció nyomai is (3.2. egyenlet).

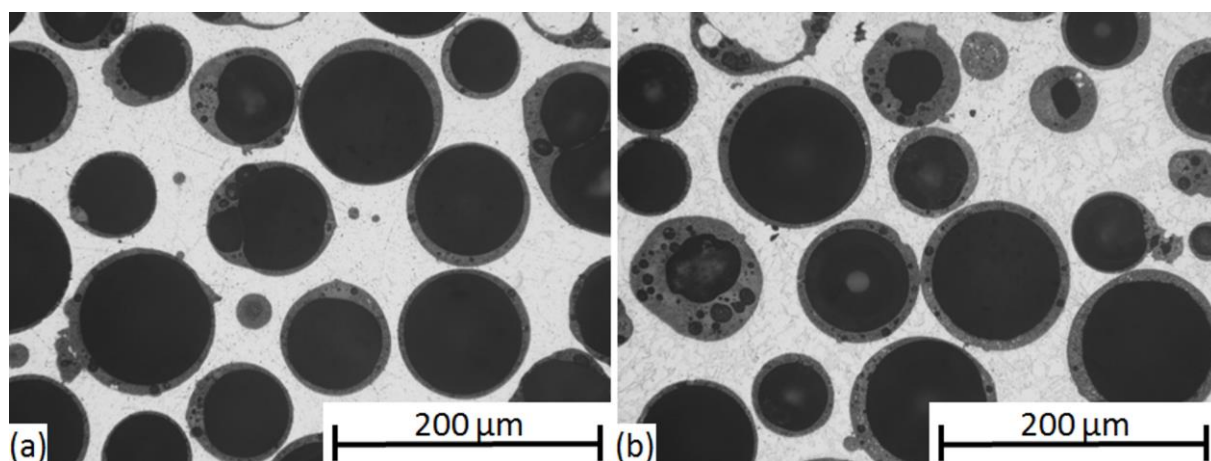


Megfigyelhető a gömbhéjak helyenként hibákat tartalmazó fala és a kiváló infiltráltság. Az utóbbi két megállapítást alátámasztják a 3.7b-d. részábrák nagyított felvételei. A gömbhéjak falában jelenlévő hibák gömbszerűek, buborék alakúak, ami annak eredménye, hogy a gömbhéjakat zagy állapotban, a csőfúvós módszerrel állították elő [2]. A kiváló infiltráltságot pedig jól igazolja az, hogy a gömbhéjak közötti néhány mikrométeres részbe is behatolt az Al99,5 mátrixanyag (3.7c és 3.7d. részábrák). Hasonló megállapítások tehetők az AlSi12-SL szintaktikus fémhabokkal kapcsolatban is (3.8. ábra) azzal a különbséggel, hogy a 3.8a. részábra jól mutatja a mátrixanyag lemezes szövetszerkezetét. Megjegyzem, hogy a nagy Si tartalom miatt a mátrixanyag és a gömbhéjak közötti reakció (3.2. egyenlet) erősen gátolt volt.



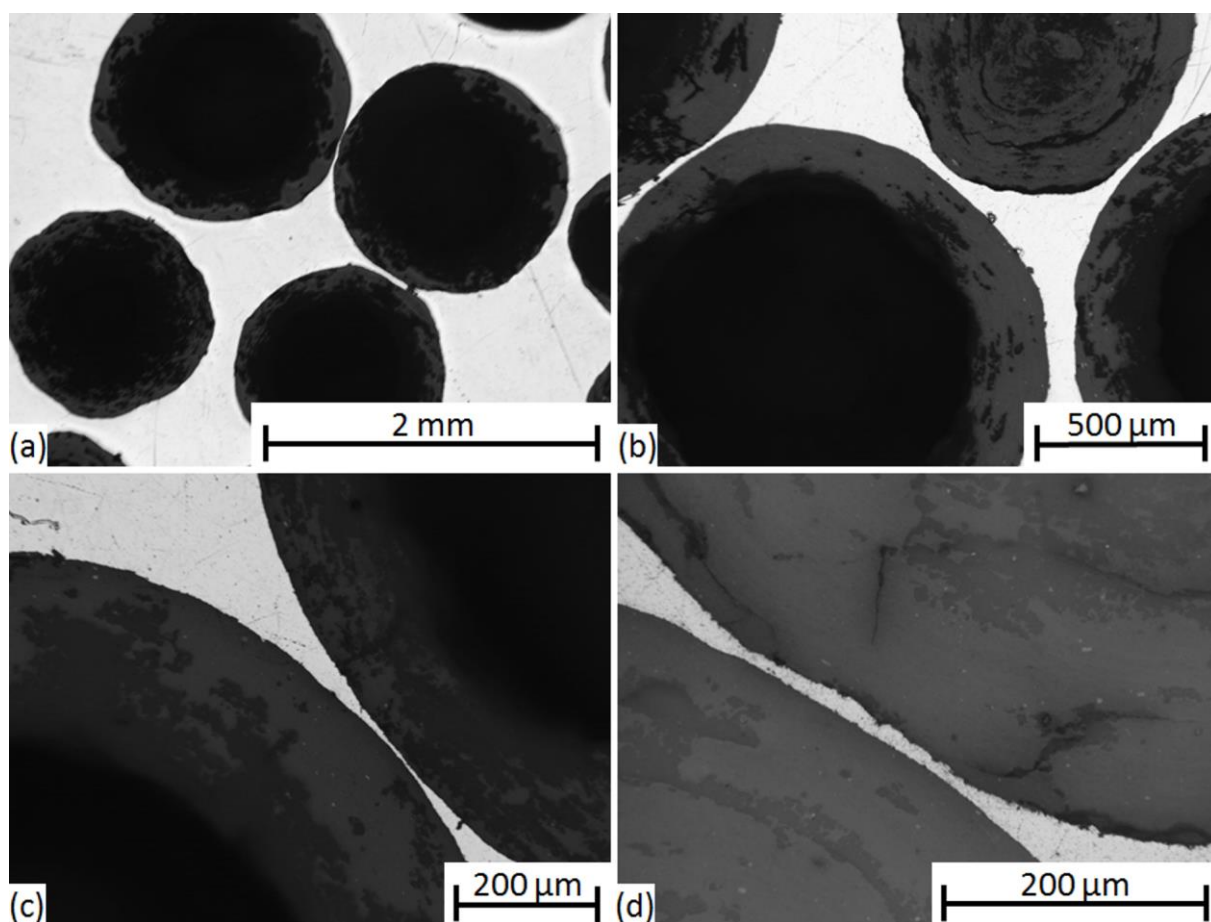
3.8. ábra AlSi12-SL szintaktikus fémhab szerkezete

Az AlMgSi1 vagy AlCu5 mátrixanyagú szintaktikus fémhaboknál is megfelelő infiltrációt figyeltünk meg, elvértve egy-egy sérült gömbj is látható. A mátrixanyag szövetszerkezetében szükségszerűen jelenlévő kiválások adott nagyításokban nem figyelhetők meg, jelenlétüket EDS vizsgálatokkal erősítjük meg (lásd később). Ugyanakkor ismét megfigyelhető a gömbhéjak helyenként porózus fala.



3.9. ábra AlMgSi1-SL (a) és AlCu5-SL (b) szintaktikus fémhab szerkezete

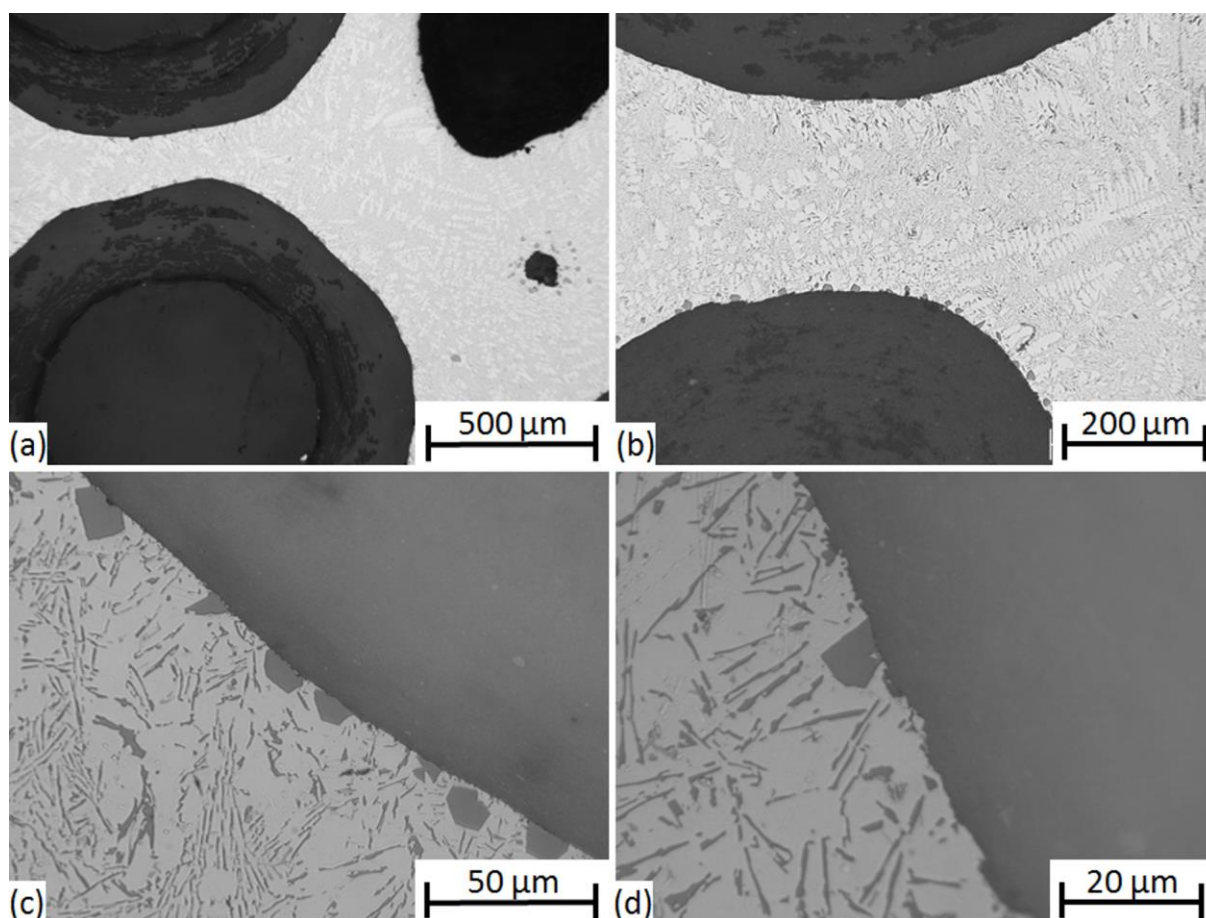
A nagyobb, GC gömbhéjakkal erősített fémhabok szerkezetét mutatják be a 3.10-3.12. ábrák.



3.10. ábra Al99,5-GC szintaktikus fémhab szerkezete

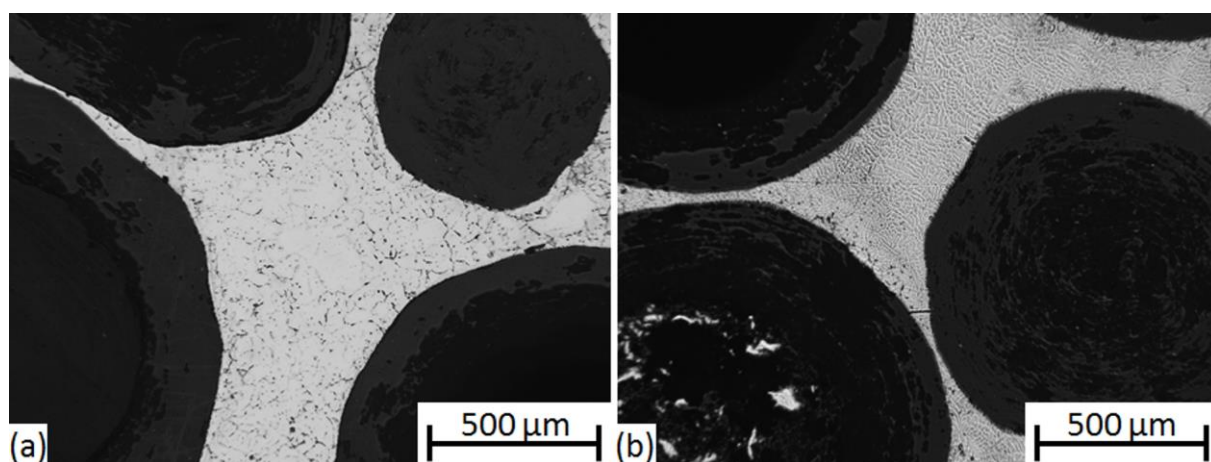
Az Al99,5 mátrixanyagú szintaktikus fémhabok (3.10. ábra) megfelelően infiltráltak, szövetszerkezetük homogén, Si kiválásoktól mentes. A mátrixanyag a szorosan egymás közelében elhelyezkedő gömbhéjak közötti néhány mikrométeres résekbe is behatolt (3.10c. és 3.10d. részábrák). A nagyobb átlagos átmérőjű GC típusú gömbhéjak fala jóval vastagabb és hibáktól mentes. A GC típusú gömbhéjak porkohászati úton, apró kerámia szemcsékből készültek [3].

Az infiltráltság mértékét tekintve az AlSi12 mátrixanyagú szintaktikus fémhabok is kielégítő képet mutatnak. A mátrixanyag eutektikushoz közeli szövetszerkezetű (3.11. ábra), a Si lemezek formájában van jelen, helyenként megfigyelhető Si kiválások megjelenése a gömbhéjak faláról kiindulva is (3.11c. és 3.11d. ábrák).



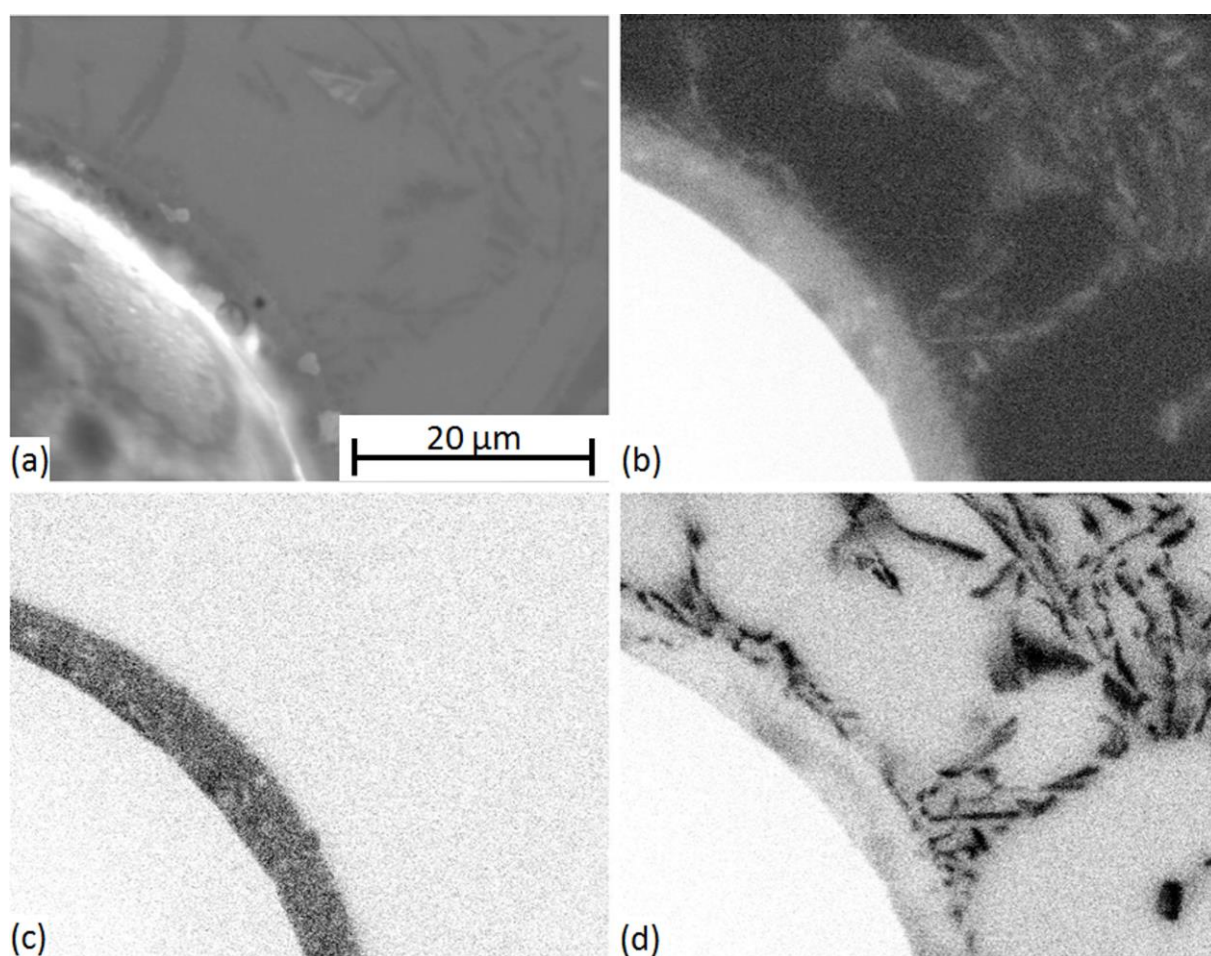
3.11. ábra AlSi12-GC szintaktikus fémhab szerkezete

Az AlMgSi1-es és AlCu5-ös mátrixanyagú szintaktikus fémhabokban az ötvözőanyag feltehetően szemcsehatármenti dúsulását figyeltük meg (3.12. ábra). Az elemeloszlással kapcsolatban tett megállapítások megerősítése végett a szintaktikus fémhabokról EDS térképeket készítettünk (3.13-3.16. ábrák). A vizsgálatok megállapításait az SL típusú gömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabok példáján keresztül mutatom be. A 3.13. ábra egy Al99,5 mátrixanyagú szintaktikus fémhab jellemző elemeloszlás térképét mutatja be. A 3.13a. ábrán látható elektronmikroszkópi felvétel bal alsó negyedét egy gömbhéj foglalja el, amely falának kontúrja jól kivehető.



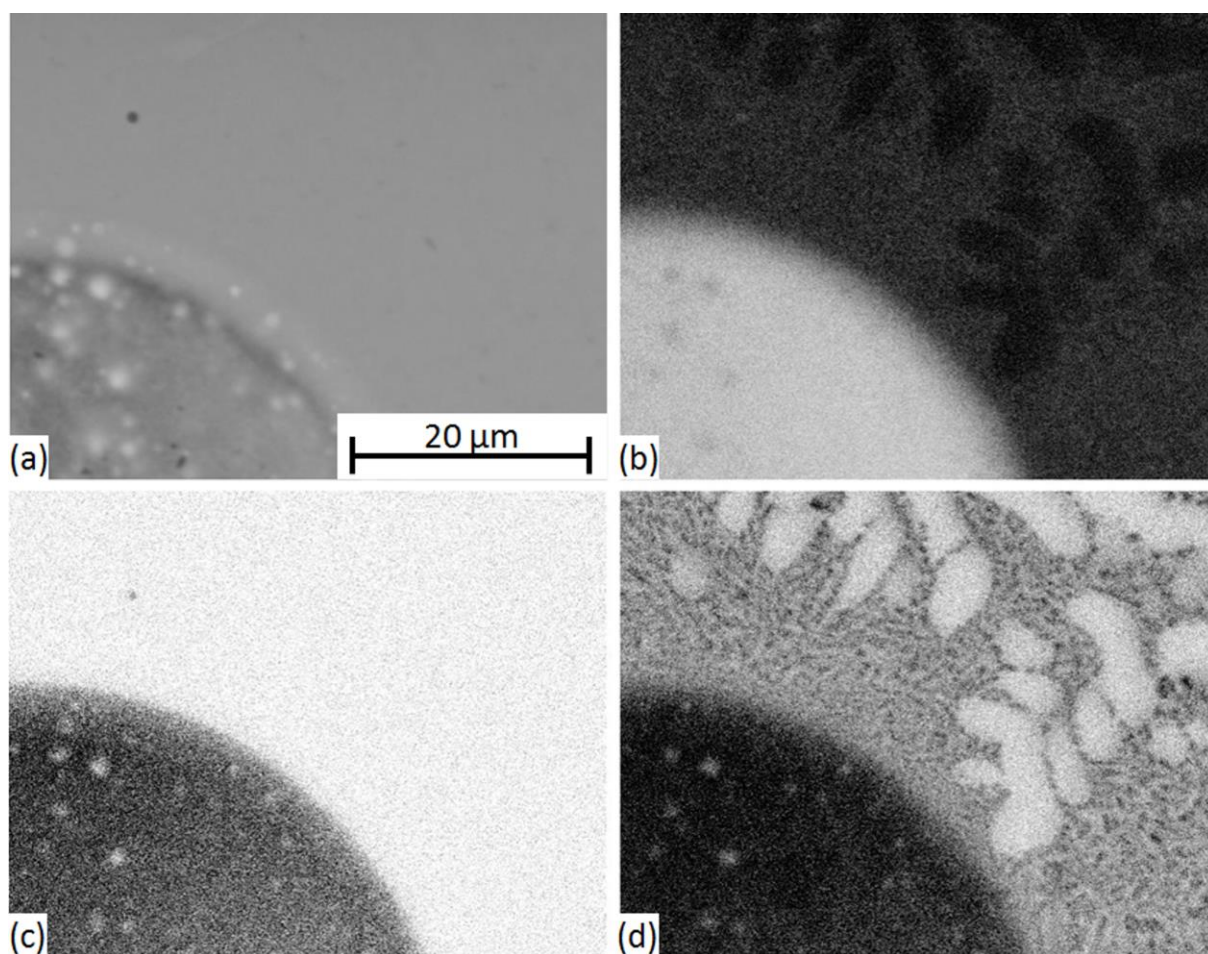
3.12. ábra AlMgSi1-GC (a) és AlCu5-GC (b) szintaktikus fémhab szerkezete

A 3.13b. ábra az Al eloszlását jeleníti meg, amely a mátrixanyag legnagyobb részét teszi ki. Az Al szemcsék között lemezes szerkezetű szövetelem, Al-Si eutektikum figyelhető meg (3.13d. ábra). Ennek oka a gömbhéjak falának anyaga és a mátrixanyag közötti reakció termodinamikailag lehetséges reakció végbemenetele (3.2. egyenlet). A gömbhéj falában az összetételének (Al_2O_3 és SiO_2) megfelelően az Al és a Si mellett az O van jelen (3.13c. ábra).



3.13. ábra Al99,5-SL szintaktikus fémhab elektronmikroszkópi képe (a) és elemeloszlása: Al (b), O (c) és Si (d)

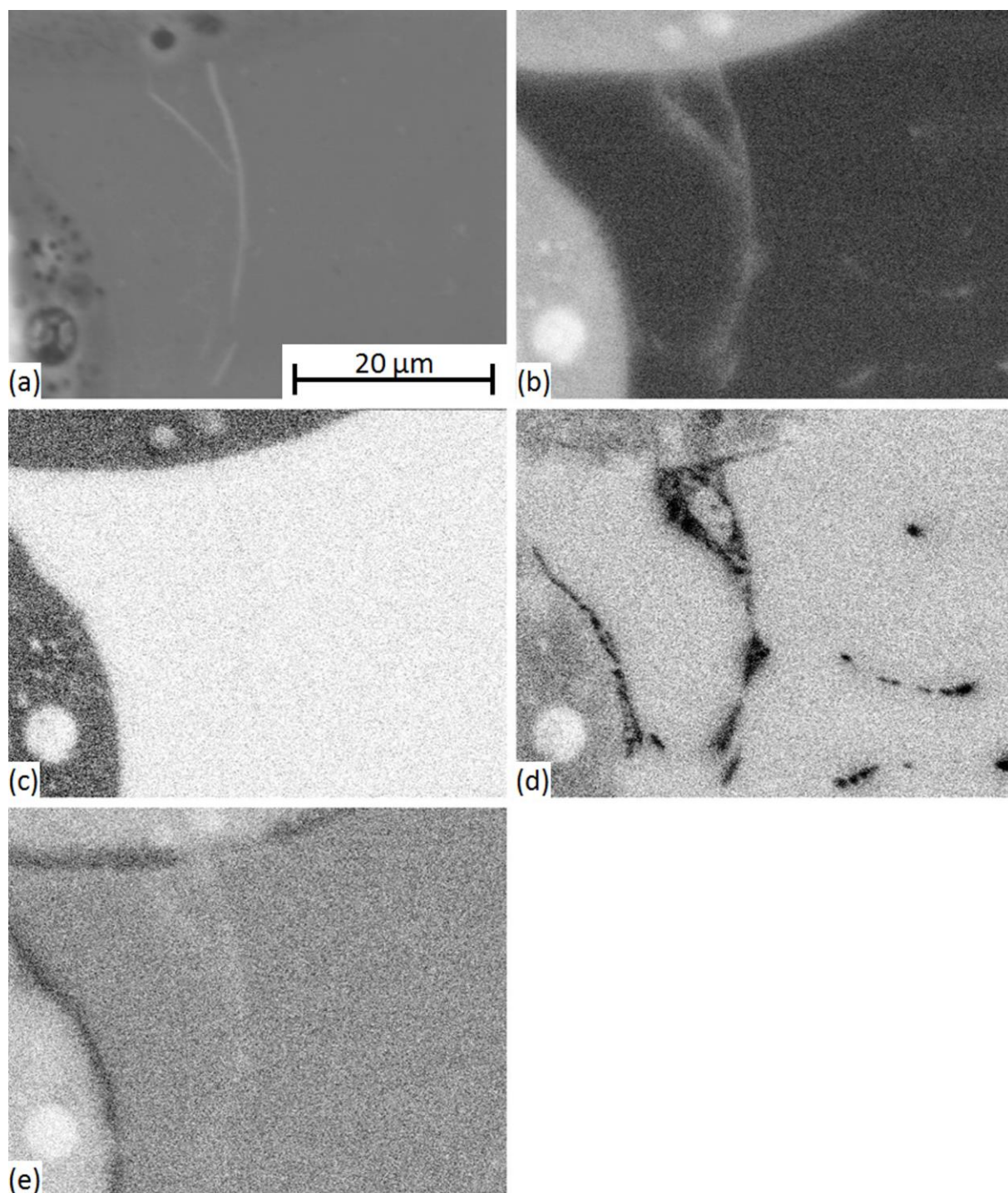
Az alkalmazott mátrixanyagok sorában tovább lépve a 3.14. ábra az AlSi12 mátrixanyagú szintaktikus fémhabok jellemző elektronmikroszkópi képét és elemeloszlás térképét mutatja be. Hasonlóan az előző ábrához, az elektronmikroszkópi felvétel (3.14a. ábra) bal alsó sarkában egy SL típusú gömbhéj részlete látható. Ugyanakkor a 3.14b. és 3.14d. ábra egyértelműen mutatja, hogy a mátrixanyagot javarészt Al és Si építi fel egyenletes eloszlással, amelyben helyenként Al-ban dús és Si-ban szegény foltok különíthetők el az öntött struktúrának megfelelően. O tartalom egyértelműen csak a gömbhéj anyagában volt kimutatható (3.14c. ábra). Az Al szigetek jelenléte ellenére a mátrixanyag összetétele Al-ban és Si-ban gazdag, így az anyag összetételét ismerve valószínűsíthető, hogy azok eutektikus formájának megfelelő.



3.14. ábra AlSi12-SL szintaktikus fémhab elektronmikroszkópi képe (a) és elemeloszlása: Al (b), O (c) és Si (d)

Az AlMgSi1 mátrixanyagú szintaktikus fémhabokat vizsgálva rögzítettük a 3.15. ábra felvételeit. Az elektronmikroszkópi képen (3.15a. ábra) két gömbhéj környezetében egy nagyobb méretű kiválás azonosítható. A kiválás Al-ban szegény, ugyanakkor Mg-ban és Si-ban gazdag (Mg_2Si). Ettől a kiválástól eltekintve a mátrixanyagban az Al eloszlása egyenletes (3.15b. ábra), míg a gömbhéjak falának környezetében a Si és a Mg feldúsulását figyeltük meg (3.15d. és 3.15e. ábrák). Ezek a kiválások a nyomásos infiltrálást követő hűtés során

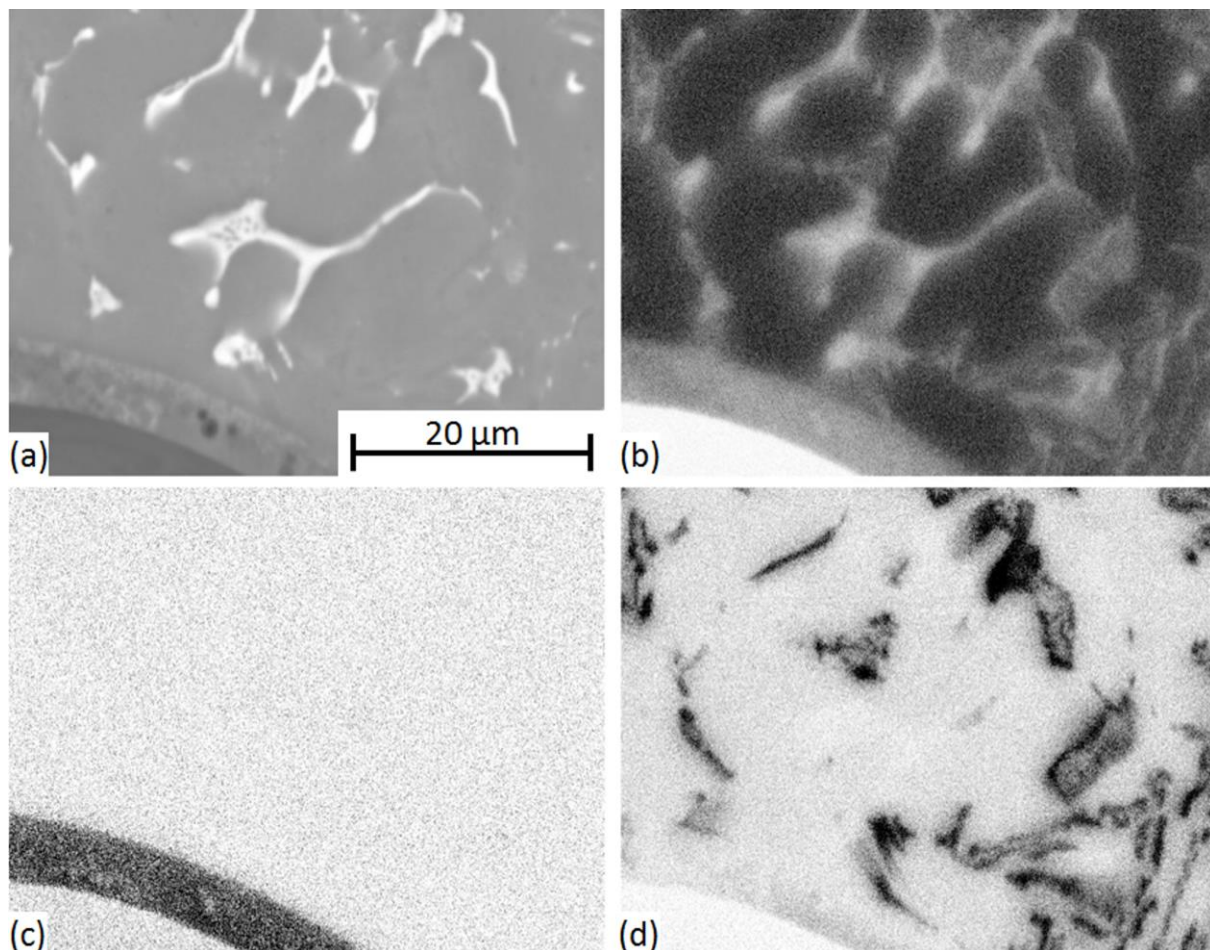
végbement diffúziós folyamatoknak köszönhetően jöhetnek létre és indokolják a fémhabok oldó hőkezelését a mechanikai vizsgálatokat megelőzően. Az O ismét csak a gömbhéj falzatában volt jelen (lásd 3.15c. ábra).



3.15. ábra AlMgSi1-SL szintaktikus fémhab elektronmikroszkópi képe (a) és elemeloszlása: Al (b), O (c), Si (d) és Mg (e)

Végezetül az AlCu5 mátrixanyagú szintaktikus fémhabok elemeloszlás térképét mutatja be a 3.16. ábra. Az elektronmikroszkópi felvételen (3.16a. ábra) jól láthatók az Al szemcsék közötti, Cu-ben (3.16d. ábra) gazdag szemcsehatármenti kiválások (Al_2Cu). Ezek a kiválások a

mechanikai tulajdonságok szempontjából előnytelenekek, alkalmasan megválasztott hőkezeléssel oldatba vihetők (oldó hőkezelés), illetve öregítéssel kiegészítve kedvezőbb formába rendezhetők (kiválósos keményítés). Az O ismét csak a gömbhéjak falában volt jelen kimutatható mennyiségben.



3.16. ábra AlCu5-SL szintaktikus fémhab elektronmikroszkópi képe (a) és elemeloszlása: Al (b), O (c) és Cu (d)

Az öntött állapotbeli minták szövetszerkezetének elemzéséből, különösen az Mg-Si és Cu tartalmú mátrixanyagok esetén látható, hogy a méréseket megelőző oldó hőkezelés és kiválósos keményítés indokolt. Ugyan az Mg-Si tartalmú ötvözetek mesterségesen öregíthetők, a Cu tartalmúak természetesen is öregsznek, így különösen indokolt a mechanikai mérések hőkezelés után minél korábban történő elvégzése.

4 Szintaktikus fémhabok gyártása és minősítése

A szintaktikus fémhabok gyártására a gyakorlatban több eljárás terjedt el, az alapfeladat azonban mindig azonos: a gömbhéjakat úgy beépíteni a megkívánt térkitöltéssel az előírt mátrixanyagba, hogy (i) a gömbhéjak ne sérüljenek meg, (ii) a mátrixanyag ne törjön be a gömbhéjakba és (iii) a gömbhéjak közötti teret a mátrixanyag teljes egészében kitöltse. Ebben a fejezetben a legismertebb gyártási lehetőségeket veszem sorra, különös tekintettel a gáznyomásos infiltrálásra és a nyomásos infiltrációval gyártott szintaktikus fémhabok jellemzőire.

4.1 A részterület szakirodalmának összefoglalása

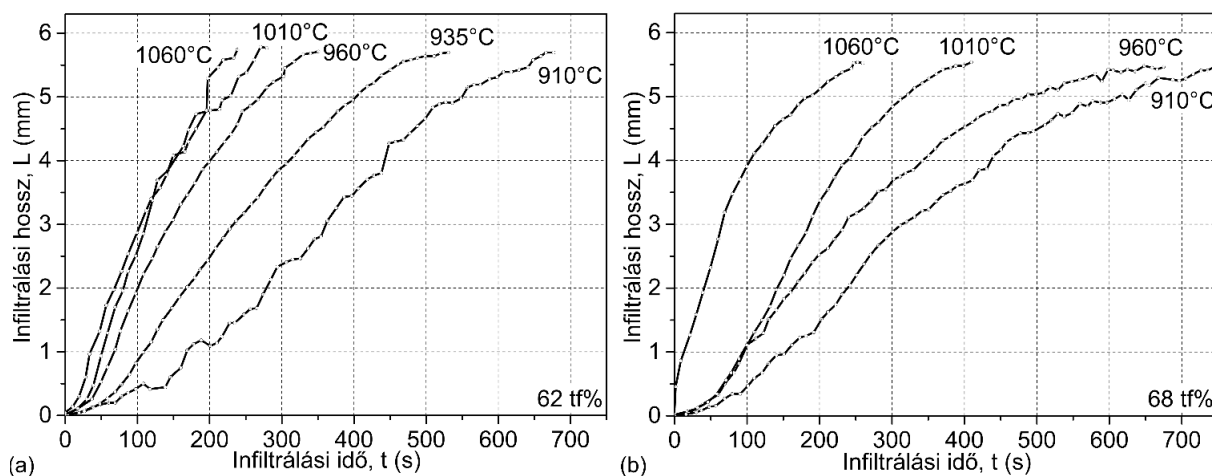
A szintaktikus fémhabok gyártására a szakirodalom több lehetőséget ismertet részletesen. Ezek közül három módszer terjedt el: a porkohászati eljárás, a bekeveréses öntés és a nyomásos infiltrálás. A porkohászati eljárás előnye, hogy változatos anyagú mátrix és gömbhéj kombinációkra alkalmazható és az eljárással a gömbhéjak térkitöltése is beállítható egészen a 74 tf%-os elméleti határig. A módszer egyik első alkalmazásaként vasalapú gömbhéjakkal töltött, ugyancsak vasalapú mátrixanyagú szintaktikus fémhabokat állítottak elő. Az eljárás során a gömbhéjakat egy formába töltötték, majd rezgetéssel tömörítették. A ~100 µm-es méretű mátrixanyag-port ezután adagolták a gömbhéjak közé szintén folyamatos rezgetés mellett. A következő lépés egy kétlépcsős hőkezelés (szinterelés) volt, amely során a darab kismértékben zsugorodott, a porszemcsék közötti apró üregek megszűntek és a gömbhéjak, valamint a mátrixanyag között fémes kötés jött létre [18-21]. A módszer tovább gondolását jelentette, amikor az iszapöntés technológiájához hasonlóan a mátrixanyagot alkotó finom port zagy formájában injektálták a gömbhéjak közé, elkerülve a por alakban történő töltés megkívánta rezgetést [22, 23]. A porkohászati módszer sajtolással kiegészítve sikeresen alkalmazható fém mátrixanyag és kerámia töltőanyag közötti kötés létrehozására, szem előtt tartva a gömbhéjak nyomószilárdsága határolta maximális sajtolási nyomást. A módszer további különlegessége, hogy megfelelő körülményekkel olyan mátrixanyagok alkalmazására is lehetőséget nyújt, mint az egyébként körülményesen kezelhető titán [24-26].

A porkohászati eljárásnál lényegesen egyszerűbb a bekeveréses öntés technológiája. A megolvasztott mátrixanyagba a gömbhéjakat folyamatos keverés mellett adagolják. A folyamat során figyelemmel kísérik az olvadék hőmérsékletét, a keverési sebességet és a gömbhéjak térkitöltését. A kívánt térkitöltés elérésekor a keverést megszüntetik és a kompozitot formába öntik. Az eljárás előnye, hogy egyszerű, kis befektetést igényel és kis térkitöltésű kompozitok is gyárthatók vele. Hátránya, hogy nagy térkitöltésű kompozitok nem gyárthatók az eljárással (nagy viszkozitás, a gömbhéjak nagy mechanikai terhelése) és nehezen reprodukálható a kompozitok minősége [27-35].

A harmadik gyártási eljárás – az infiltrálás – szintén olvadék állapotban juttatja a mátrixanyagot a gömbhéjak közé, úgy, hogy külső nyomás segítségével biztosítja az infiltráláshoz szükséges küszöbnyomást. Az eljárásnak több alváltozata terjedt el, amelyeket a nedvesítési viszonyok alapján két nagy csoportba lehet besorolni. Amennyiben a nedvesítési viszonyok kedvezőek ($\Theta < 90^\circ$), úgy az infiltráció spontán megtörténik (nincs szükség külső

nyomásra) és lényegében egyfajta gravitációs öntés valósul meg [36-39]. Ezek a viszonyok jellemzően a fém gömbhéjak fémolvadékkal történő infiltrálásakor állhatnak fent. A szintaktikus fémhabok nagyobb részében azonban üveg, vagy kerámia erősítőanyagot alkalmaznak, amelyek nedvesítési viszonyai általában kedvezőtlenek ($\Theta > 90^\circ$) a fémolvadékokban. Ilyenkor egy határnyomást (küszöbnyomás) meghaladó külső nyomásra van szükség a sikeres infiltrációhoz. A külső nyomás biztosítható valamilyen (inert) gázzal [14, 40-42], [43-47], vagy mechanikai úton (például egy dugattyúval) [48, 49]. Fontos megjegyezni, hogy a nyomásos infiltrálás nagyfokú hasonlóságot mutat a meleg kamrás kisnyomású nyomásos öntéssel, ilyen módon vizsgálata alapot adhat a szintaktikus fémhabok tömeggyártásához. Az eljárásnak három technológiai változója van: az infiltrálási nyomás, az infiltrálási idő és az infiltrálási hőmérséklet. A három változó együttesen határozza meg a szintaktikus fémhab gyártható méreteit és minőségét. Megjegyzendő, hogy az infiltrálási hőmérséklet (bár a viszkozitáson, felületi feszültségeken és a kémiai reakciók intenzitásán keresztül befolyásolja a folyamatot), metallurgiai okokból mátrixanyagonként viszonylag szűk sávban kötött. Az infiltrálási nyomás tekintetében a szakirodalomban elérhető modellek lineáris összefüggést jósolnak az infiltrált hossz és az infiltrálási nyomás között [50-56]. Az infiltrálási idő tekintetében a publikált modellek az infiltrált hossz négyzetgyökös függését vezetik le az infiltrálási nyomás (p), a dinamikai viszkozitás (η), a felületi feszültség (γ), a nedvesítési peremszög (Θ) és az infiltrálandó erősítőanyag részecskéi között kialakuló kapillárisok jellemző méretének (r) függvényében. Az összefüggések ugyanakkor számos egyszerűsítést tartalmaznak: (i) geometriai egyszerűsítések (periodicitás, a kapillárisok alakjának idealizációja), (ii) a lehetséges kémiai reakciók elhanyagolása és (iii) egyéb fizikai hatások elhanyagolása (nedvesítési peremszög időfüggése, légellenállás, gravitáció stb.). Az egyik első munka Washburn levezetése. A szerző egyenes kapillárisokra vonatkozóan zárt összefüggésre jutott az infiltrált hossz és infiltrálási idő között [52], ugyanakkor kijelenti, hogy a bonyolultabb geometria az összefüggéseket is komplexebbé teszi és a fizikai mérések megbízhatóbb eredményeket szolgáltatnak. Semlak és Rhines kötegelt kapillárisokat tartalmazó konfigurációt vizsgálva jutott hasonló eredményre [53]. Asthana és szerzőtársai [50] nemreaktív fémmátrixú kompozit rendszereket tanulmányozva azt a következtetést vonták le, hogy a különösen összetett fizikokémiai és hidrodinamikai hatások kapcsolódása révén összefoglaló, elméleti alapokon nyugvó egyenlet hiányában a direkt kísérletek és mérések célravezetőbbek és pontosabb eredményt nyújtanak. Garcia-Cordovilla csoportja [51] megvilágította, hogy az elméleti megközelítéseknek vannak bizonyos hiányosságai, például nem adnak magyarázatot az infiltrált hossz – infiltrálási idő diagramokon megfigyelhető inkubációs szakaszra. Kaptay [54] elméleti alapon, a felületi energiák elmélete felől megközelítve tanulmányozta a kapilláris áramlások dinamikáját nagy hőmérsékleten. Kevorkijan [57] 7 t% Si-mal és 0,3 t% Mg-mal ötvözött alumínium infiltrációját vizsgálta több erősítőanyag (SiC , Si_3N_4 , AlN , Mg_3N_2 , TiO_2 , SiO_2) kapcsán. Eredményei mindig az egyenletek által prognosztizált négyzetgyökös összefüggést mutatták az infiltrált hossz és az infiltrálási idő között. Eustathopoulos társaival [58] az O, nedvesítési peremszögre gyakorolt hatását vizsgálta fém – oxidkerámia rendszerekben. Az O befolyásolta kémiai reakciók a nedvesítési

peremszöget akár 40° -kal is csökkentheti. Fontos eredményre jutott Muscat és Drew [59] a TiC és Al nemreaktív rendszer példáját vizsgálva. Méréseik újfent kimutatták a rövid infiltrálási idő tartományában megjelenő inkubációs szakaszt (4.1. ábra).



4.1. ábra Az infiltrált hossz változása az infiltrálási idő és hőmérséklet függvényében TiC és Al nemreaktív rendszerében (a) 62 tf% és (b) 68 tf% térkitöltés, Muscat és Drew [59] nyomán

Összefoglalva, megállapítható, hogy habár a szakirodalom kiterjedten foglalkozik az infiltrálási paraméterek hatásainak leírásával, nem áll rendelkezésre teljes elméleti modell az infiltrálási hossz meghatározására. A szakirodalomban javasolt modellek jelentős befolyású fizikokémiai hatásokat hanyagolnak el, így a mérések vezetnek a legjobb eredményre. A nyomásos öntésbe történő átültetés miatt, különösen fontosak a rövid időtartományban ($t < 10$ s) végzett mérések eredményei, amelyek tisztázhatják a szakirodalomban gyakran csak inkubációs szakasznak nevezett tartomány tulajdonságait.

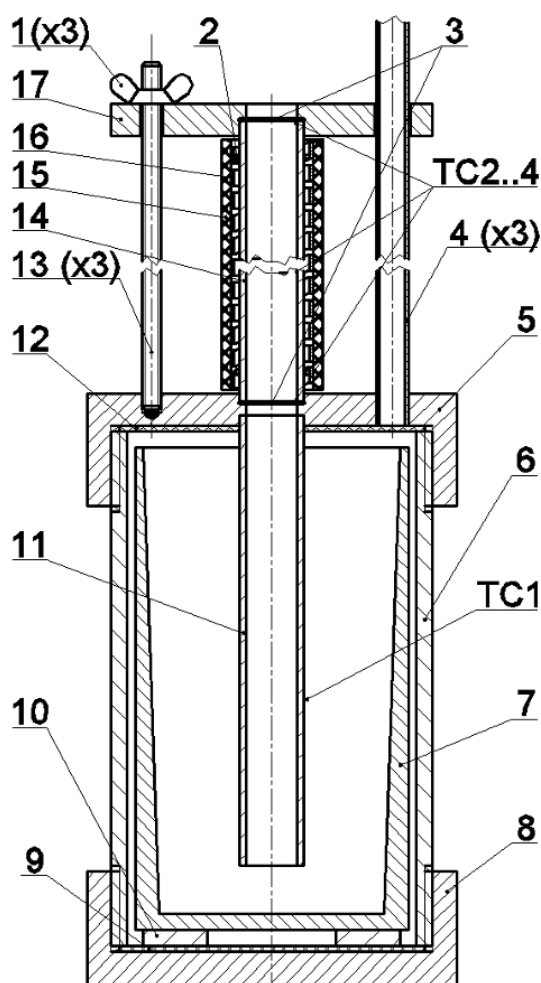
4.2 Infiltrálási kísérletek

Az infiltrálási változók hatásának meghatározása korlátozott módon már a PhD kutatásaimban is szerepelt (prof. Blücher József nyomán). A fokozat megszerzése után célul tűztem ki a mérések kiterjesztését és pontosítását, a kísérletekkel előállítható próbatestek méretének növelését. Ennek érdekében egy új berendezést fejlesztettem ki (4.2. ábra). A kísérletek végrehajtásában támogatott egy OTKA PD pályázat és az MTA Bolyai János Kutatási Ösztöndíj [43, 46, 60, 61].

A kísérletek során AlSi12-es mátrixanyagot és SL típusú gömbhéjakat alkalmaztunk. A kiválasztott, közel eutektikus ötvözetet kis olvadáspontja ($\sim 575^\circ\text{C}$) és nagy Si tartalma indokolta. A növelt Si tartalom a gyártás szempontjából azért hasznos, mert hatásosan gátat vet az alumínium és a viszonylag nagy SiO_2 tartalmú gömbhéjak közötti diffúziós úton végbemenő már említett kémiai reakciónak (lásd a 3.2. egyenletet). A reakció során az ömledék állapotban lévő Al ötvözet mátrix igyekszik reagálni a gömbhéjak SiO_2 tartalmával. A reakció ugyan első pillantásra hasznosnak tűnhet (hiszen kedvezőbb mechanikai tulajdonságú α - és γ - Al_2O_3 képződik az amorf SiO_2 -ből, azonban mindez a gömbhéjak vékony falának

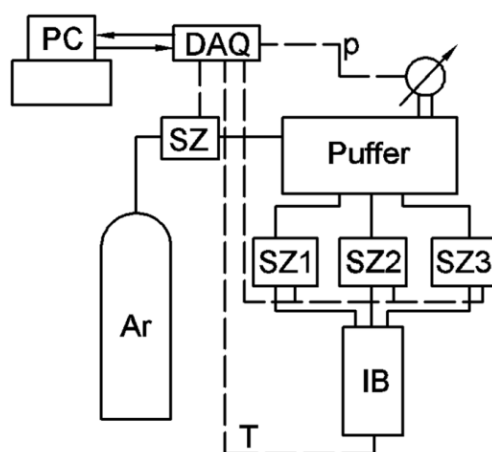
sérülésével megy végbe, amelynek szilárdsága, ellenállóképessége csökken [62] [63-65]. A kémiai reakció hajtóereje ugyanakkor a Si tartalom különbség a mátrixanyag és az erősítőanyag között, ami az AlSi12 mátrixanyag nagy Si tartalma miatt kicsi, így a rendszer nemreaktívnak tekinthető [66].

A kis infiltrálási idő tartományokra vonatkozó mérések elvégzéséhez, egy arra alkalmas eszköz megalkotása volt szükséges. A kifejlesztett berendezést a 4.2. ábra mutatja be [44]. A berendezés minden eleme 316L minőségű ausztenites korrózióálló acélból készült. A berendezés fő darabja a 14-es számú cső, amelynek belső átmérője $\varnothing 18$ mm, falvastagsága 1 mm, hossza pedig 250 mm. A cső méreteit a PhD dolgozat eredményeit, mint előzetes méréseket felhasználva határoztam meg, annak érdekében, hogy elkerüljem, illetve minimalizáljam a méret és szélhatásokat. A cső az SL típusú gömbhéjakkal került feltöltésre. A feltöltés során a csövet folyamatosan rezgettük és kocogtattuk, hogy a gömbhéjak minél inkább rendeződjenek és tömörödjenek. Ezzel a módszerrel ~65 tf%-os (randomly closed packed, RCP) térkitöltés érhető el [10, 11]. A feltöltött csövet mindkét végén finom drótháló zárta le (3). A csövet egy Kanthal anyagú spirál fűtötte (16) az alkalmazott mátrixanyag olvadáspontja felé 50°C-al (625°C). A hőmérséklet a TC2..4 jelű termoelemekkel követtük folyamatosan nyomon, a cső alján, tetején és közepén.



4.2. ábra Az infiltrált hossz méréséhez kifejlesztett berendezés vázlata

A cső hevítésére és hőmérsékleten tartására az infiltráló ömledék hirtelen megszilárdulásának megakadályozása miatt volt szükség. A Kanthal spirált egy szigetelő paplan vette körül a kedvezőbb hőtechnikai feltételek biztosítása végett, míg a berendezés többi részétől hő- és elektromos szigetelő elemek választották el (2). A cső a felső (5) fedélbe illeszkedett és egy lezórító lapon (17) keresztül három menetes szár (13) és szárnyas anya (1) rögzítette. Ugyancsak a felső fedélhez csatlakozott a cső (11), amelyen keresztül az infiltráló anyag az erősítőanyag felé haladt. A fedél előkészítése után a tégelybe (7) került a mátrixanyag tömb (előöntött, fűrt). A tégelyt egy nyomástartó edénybe (6) helyeztük, amelyben egy gyűrű (10) pozícionálta. A mátrix hőmérsékletét szintén egy termoelem monitorozta (TC1). A nyomástartó csövet lezáró két fedél (5 és 8) és a nyomástartó cső között tűzálló szigetelőanyag (9 és 12) biztosította a tömítést. A kísérletek során Ar gáz biztosította az infiltráló nyomást. A gáz bevezetésére három, a felső fedélben elhelyezett, 8 mm belső átmérőjű cső (4) szolgált. Az összeállított berendezés egy számítógép vezérelte kísérleti környezetben működött, amelynek vázlatát a 4.3. ábra mutatja be.

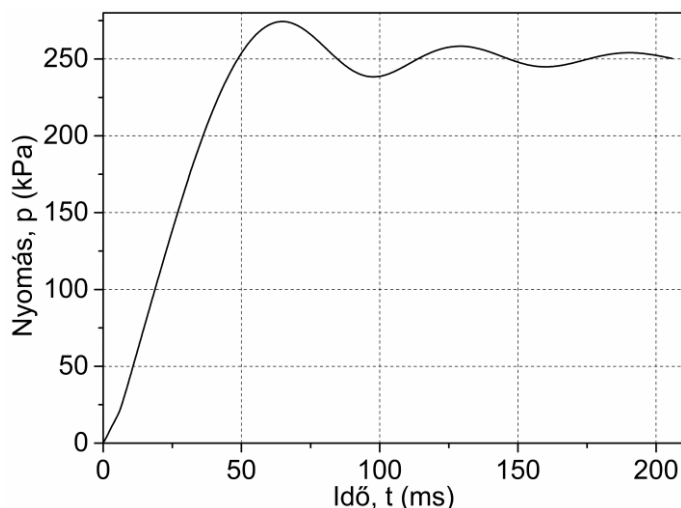


4.3. ábra Az infiltrált hossz méréséhez kifejlesztett berendezés illeszkedése a felépített mérési környezetbe

Az infiltráló berendezést (IB) és a benne elhelyezkedő mátrixanyagot egy Power-Trak 15-96 típusú indukciós olvasztó tekercse (IT) hevítette. A termoelemek (T) és a nyomásmérő (p) jeleit egy számítógépes adatgyűjtő (DAQ, cDAQ9188, National Instruments) fogta össze és továbbította a számítógép felé. A vezérlés ugyancsak az adatgyűjtőn, mint interfészen keresztül működtette a szelepeket (SZ, SZ1..3). Előbbi egy reduktor segítségével egy, az infiltráló berendezés térfogatánál jóval nagyobb térfogatú puffer tartályt töltött a kívánt infiltrálási nyomásra (töltőszelep), míg az utóbbi három nagy áteresztő képességű teljesítményszelep, ami az infiltráló nyomás minél gyorsabb felépítését volt hivatott biztosítani (az infiltrálás időtartama alatt a töltőszelep is nyit).

Az infiltráló berendezés fontos jellemzője, hogy milyen gyorsan épül fel benne az infiltráló nyomás, hiszen ahhoz, hogy megbízható eredményeket kapjunk, ennek jóval hamarabb meg kell történnie, mint a vizsgálni kívánt időtartomány ($t < 10$ s). Ennek tesztelésére 250 kPa-os célnyomással numerikus számítások készültek a BME Áramlástan Tanszék munkatársainak

segítségével, amelynek eredményét a 4.4. ábra mutatja be. A diagram alapján megállapítható, hogy a kívánt nyomást ~50 ms alatt érte el a rendszer és a nyomás állandósult mintegy 200 ms alatt, vagyis a kialakított rendszer a megcélzott mérések szempontjából kellően rezponzív, megfelelően gyors volt.



4.4. ábra Az infiltráló berendezésében felépülő nyomás diagramja (numerikus számítás eredménye)

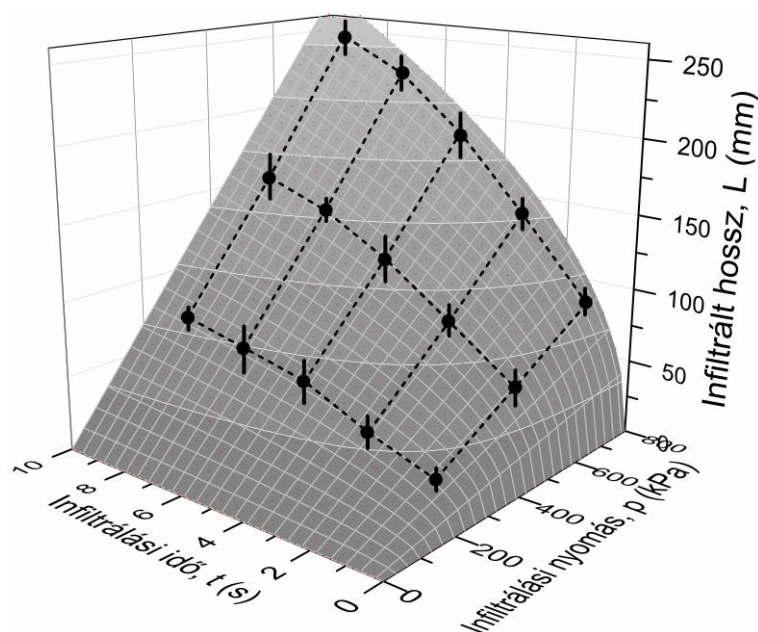
A kísérleteket megelőzően és a kísérletek során a teljes rendszer folyamatos Ar öblítés alatt állt. A mátrixanyagot és az infiltrálandó gömbhéjakat 50°C-szal az olvadáspont felé hevítettük ($625 \pm 5^\circ\text{C}$) és az infiltrálási hőmérséklet elérésekor a nagy áteresztőképességű szelepeket a számítógépes vezérlés (LabWiew környezet) hozta működésbe, meghatározott infiltrálási ideig biztosítva az előzetesen beállított infiltrálási Ar nyomást. Az infiltrálási idő lejártával a rendszert szobahőmérsékletre hűtöttük, az infiltrált gömbhéjakat tartalmazó felső csövet eltávolítottuk, felnyitottuk és megmértük az infiltrálási hosszat, amit a nyomás és az idő függvényében rögzítettünk. Az infiltrálási nyomást 250 kPa és 750 kPa között 250 kPa-os lépcsőkben, az infiltrálási időt 1 s és 9 s között 2 s-os lépcsőkben változtattuk. Minden nyomás és idő kombinációval 5-5 mérést végeztünk.

4.3 A mérési eredmények és értékelésük

Az infiltrálás kinetikáját leíró diagramot, valamint az újdonságot jelentő, rövid infiltrálási időtartomány szempontjából fontos, adott infiltrálási paraméterekkel elérhető infiltrált hosszakat és szórásukat az 4.5. ábra mutatja be. A fekete pontok az adott infiltrálási paraméter kombinációval mért infiltrálási hosszak átlagát reprezentálják, míg a függőleges vonalak az egyes mérési pontokhoz tartozó szórásávot jelenítik meg. A mérési eredményekre egy, a nyomástól és időtől függő felületet illesztettünk (szürke felület a 4.5. ábrában, amelyet a 4.1. egyenlet ír le az alábbi formában).

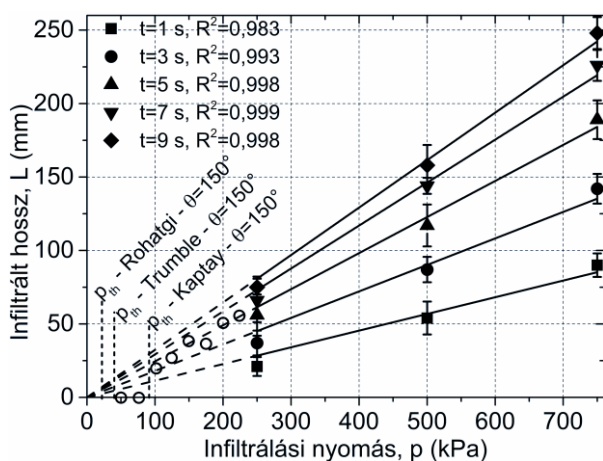
$$L = A p t^B \quad (4.1.)$$

Az egyenletben p (kPa) az infiltrálási nyomás, t (s), az infiltrálási idő, A (0,1097 értékkel), valamint B (0,4972 $\approx$ 0,5 értékkel) illesztési paraméterek. Az exponens értékéből érzékelhető az infiltrálási időtől való négyzetgyökös függés. Az egyenlet alkalmas az adott infiltrálási paraméterekkel elérhető infiltrálási hossz becslésére, illetve megfordítva: az adott, elérni kívánt infiltrálási hosszhoz alkalmas infiltrálási paraméterpárok választhatók.



4.5. ábra Az infiltrált hossz és szórása az infiltrálási paraméterek függvényében

Az eredmények egyszerűbb áttekinthetősége miatt külön megvizsgáltuk az infiltrálási nyomás és az infiltrálási idő hatását is. Az infiltrált hossz nyomástól való függését a 4.6. ábra mutatja.



4.6. ábra Az infiltrált hossz az infiltrálási nyomás függvényében, valamint az illesztett egyenesek

4.1. táblázat Illesztési paraméterek

Idő, t (s)	a (-)	R^2
1	0,114	0,983
3	0,180	0,993
5	0,246	0,998
7	0,292	0,999
9	0,323	0,998

A mérési pontokra illesztett egyenesek egyenletét a 4.2. összefüggés írja le.

$$L = ap_{|t, T=\text{állandó}}$$

(4.2.),

ahol a illesztési konstans (4.1. táblázat) és kitétel, hogy 0 kPa nyomásnál az infiltrált hossz 0 mm. A lineáris kapcsolatot jól tükrözik a nagy determinációs együtthatók ($R^2 > 0,98$). A szintaktikus fémhabok előállításánál a gömbhéjak szempontjából két határnyomással kell számolni: (i) a felső nyomáshatárral, amelyet a gömbhéjak még sérülés nélkül képesek elviselni és (ii) az alsó nyomáshatárral, amely ahhoz szükséges, hogy a fémömladék a nedvesítési viszonyok meghatározta felületi feszültségekből eredő ellenállást (küszöbnyomás) legyőzze. Megfelelő minőségű szintaktikus fémhabok gyártásához különösen kitüntetett jelentősége van a küszöbnyomás meghatározásának, aminek egyik lehetséges módja a számítás. A szakirodalomban több, féltapasztalati, vagy elméleti modell áll rendelkezésre, amelyek számos egyszerűsítést tartalmaznak, így megbízhatóságuk korlátozott. A kutatómunka részeként három modellt (Rohatgi [40], Trumble [36] és Kaptay és Bárczy [55]) vizsgáltam. A modellek közös célja a küszöbnyomás meghatározása különböző anyagi és geometriai adatokból, sajátosságokból kiindulva. A féltapasztalati modelleket tekintve, Rohatgi és munkatársai [40] a (4.3 egyenlet) szerint számítják a küszöbnyomást:

$$p_{th} = \frac{2\sigma_{f/g} \cos \Theta}{r_e} = \frac{V_{mg} \sigma_{f/g} \cos \Theta}{(1 - V_{mg})R} \quad (4.3.),$$

ahol r_e az úgynevezett effektív távolság a gömbök között, V_{mg} a gömbhéjak térkitöltése (0,65), R a gömbhéjak névleges sugara (75 μm), $\sigma_{f/g}$ a felületi feszültség ($860 \cdot 10^{-3} \text{ Nm}^{-1}$) és Θ a nedvesítési peremszög (150°).

Trumble [36] félempirikus modellje (4.4. egyenlet) szerint:

$$p_{th} = \frac{2\sigma_{f/g} \cos \Theta}{r_h} = \frac{6\lambda(1 - V_{mg})\sigma_{f/g} \cos \Theta}{V_{mg}R} \quad (4.4.),$$

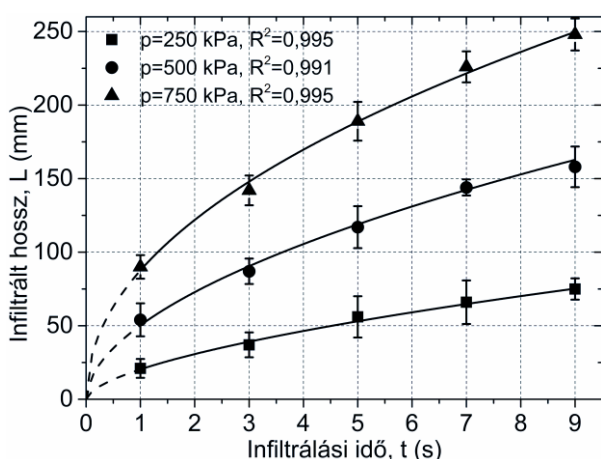
ahol az eddigieken túlmenően r_h az úgynevezett hidraulikai sugár és a gömb alakú erősítőanyag λ alaktényező értéke 1.

A tisztán elméleti alapokon nyugvó Bárczy és Kaptay modell [55] szerinti küszöbnyomást a (4.5. egyenlet) írja le:

$$p_{th} = \max \left\{ \frac{\sigma_{f/g}}{R} \left[\frac{\sqrt{3}}{3} \frac{\pi}{\varepsilon_s} \left(\frac{h}{R} - 1 - \cos \Theta \right) + \frac{\sqrt{3}}{3} \frac{\pi}{\varepsilon_s} \left(\frac{h}{R} - 2,63 - \cos \Theta \right) \right] \right\} \quad (4.5.),$$

ahol ε_s geometriai tényező az infiltrálás irányára vett keresztmetszetben a gömbhéjak által lefedett felület és az egész felület aránya. A modellekkel számított küszöbnyomásokat a szaggatott függőleges vonalak jelzik a 4.6. ábrában. Megfigyelhető, hogy a modellek eredményei között számottevő az eltérés. Ez részben a probléma megközelítési módjaiból, részben az elhanyagolásokból, részben pedig a félempirikus jellegből adódik. Ezek alapján kijelenthető, hogy egy adott rendszerben a küszöbnyomás meghatározásának

legmegbízhatóbb módja a (gyártandó darabhoz hasonló léptékben kivitelezett) mérés. A rendszer küszöbnyomásának meghatározását célzó méréseket állandó, 5 s-os infiltrálási idő mellett és az infiltrálási nyomást 50 kPa és 250 kPa között, 25 kPa-onként növelve végeztük el (4.6. ábra, o szimbólumok). A mérési eredményekből megállapítható, hogy (i) azok jól illeszkednek az 5 s infiltrálási időre jellemző illesztett egyenesre és (ii) a rendszer küszöbnyomását a tisztán elméleti megfontolásokon alapuló Bárczy és Kaptay modell közelíti a legjobban (kiküszöbölve a félempirikus modellek bizonytalanságát okozó effektív távolságot és hidraulikus sugarat). Az infiltrálási nyomás vizsgálatáról tovább lépve, az infiltrálási hossz időtől való függését a 4.7. ábra szemlélteti.



4.7. ábra Az infiltrált hossz az infiltrálási idő függvényében, valamint az illesztett görbék

4.2. táblázat Illesztési paraméterek

Nyomás, p (kPa)	b (-)	c (-)	R ²
250	20,34	0,60	0,995
500	50,28	0,53	0,991
750	87,64	0,48	0,995

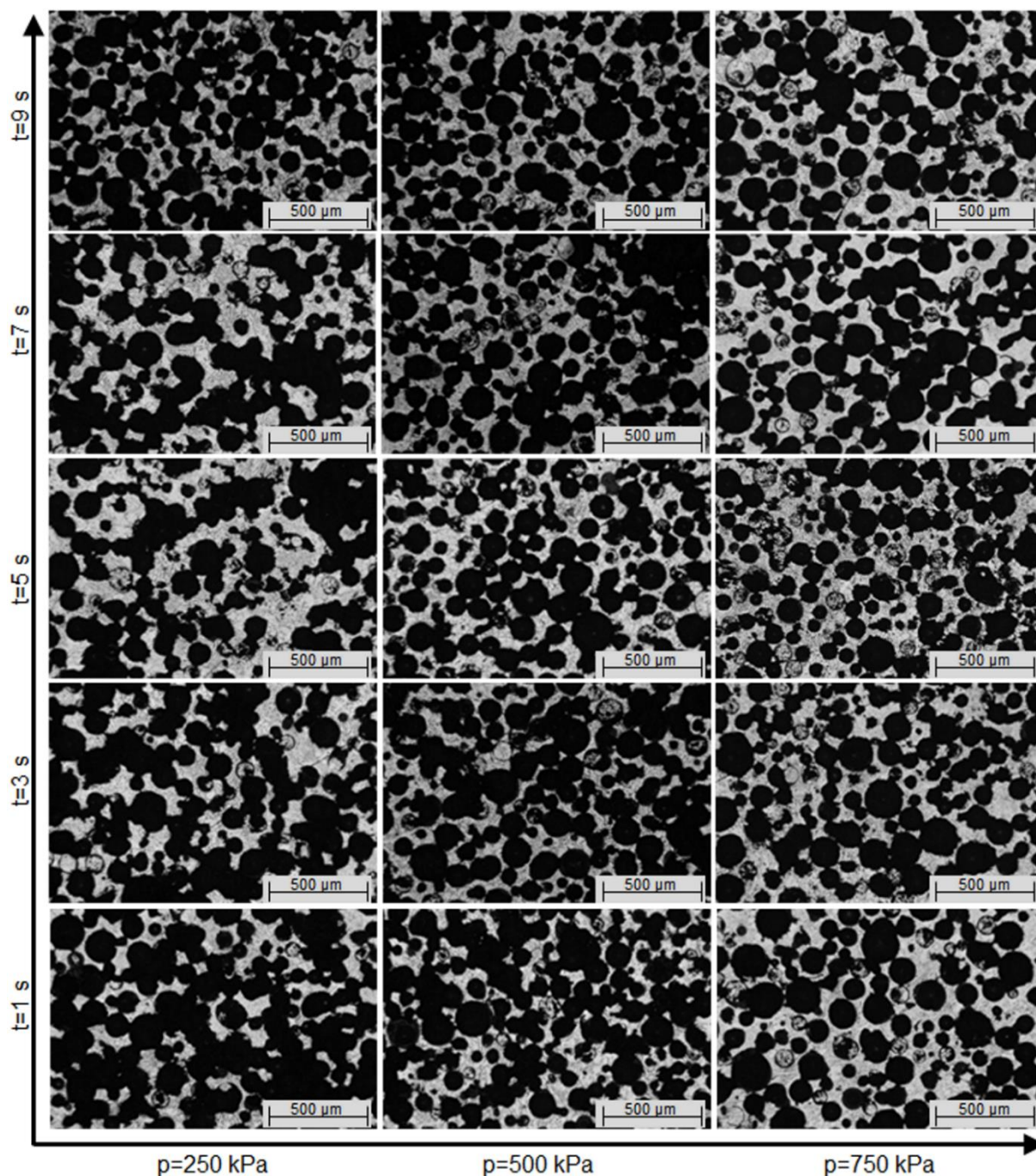
Az infiltrálási hossz időtől való függését taglaló, szakirodalomban fellelhető egyenletek négyzetgyökös összefüggést írnak le a teljes időtartományban. Ezzel szemben több publikáció egy bizonyos inkubációs időről számol be, elsősorban a rövid ($t < 10$ s) infiltrálási idő tartományban [50-54, 59]. A jelenséget általában az infiltrálási nyomás felépülési idejével, illetve reaktív rendszerekben az alkotók közötti kémiai reakciók megindulásával hozták kapcsolatba és rendszerint elhanyagolják a jellemzően jóval hosszabb infiltrálási idők miatt. Amint a kísérletek leírásában olvasható volt, az általam vizsgált rendszer nemreaktív és a nyomás rendkívül rövid idő alatt felépül, ami alkalmassá teszi a berendezést a rövid infiltrálási idő tartományban történő mérésre. Az infiltrálási idő függvényében ábrázolt mérési pontokra hatványgörbéket illesztettünk, azzal a kitétel, hogy 0 s infiltrálási időnél az infiltrált hossz 0 mm, az alkalmazott görbe egyenlete (4.6. egyenlet):

$$L = bt^c_{|p,T=\text{állandó}} \quad (4.6.),$$

ahol b és c illesztési konstansok (lásd a 4.2. táblázatot). A 4.7. ábra és 4.2 táblázat adataiból látható, hogy az illesztés jó és az exponens értéke 0,5 körüli értékeket vesz fel, tehát az infiltrált hosszat leíró függvény a rövid infiltrálási idő tartományban és nemreaktív rendszernél az elméletekhez igazodva közel helyezkedik el a négyzetgyökös összefüggéshez.

4.3.1 Az infiltrálással előállított szintaktikus fémhabok tulajdonságai és minősítése

Az előállított fémhabok minőségének megítélése érdekében egyrészt mikroszerkezeti, másrészt pedig mechanikai vizsgálatokat végeztünk. A fémhabokból a hossztengetyűk mentén próbatesteket vágunk ki, amiket a 3. fejezetben leírt módszerrel készítettünk elő mikroszkópi vizsgálatra. A felvételeket a 4.8. ábra mutatja be az infiltrálási idő és nyomás függvényében.



4.8. ábra Az infiltrált darabok hosszmetztetéről készített jellemző fénymikroszkópi felvételek az infiltrálási paraméterek függvényében

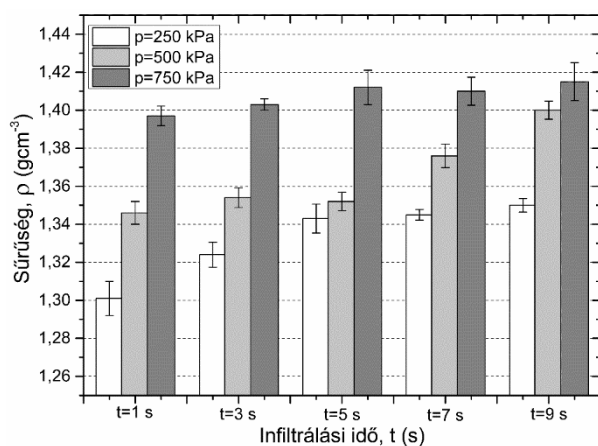
A 4.8. ábra világos részei az alumínium ötvözet mátrixot, a sötét részek a gömbhéjakat és a közöttük lévő porózus területeket mutatják. A világos középső részű sötét körök infiltrált

gömbhéjak, amelyek az infiltrálás során felrepedtek és a mátrixanyag beléjük hatolt. Ideális helyzetben a gömbhéjak egymástól jól elkülöníthetők, a közöttük lévő tereket a mátrix tölti ki. Az ábrán két trend figyelhető meg: az infiltrálás minősége javul (i) az infiltrálási nyomás és (ii) az infiltrálási idő növelésével. Ugyanakkor a nagyobb nyomás robosztusabb szerkezetet, jobb tömítéseket igényel, míg a hosszabb infiltrálási idő nagyobb reakció kitettséget, precízebb szerszámhőmérséklet szabályozást és lassabb gyártást követel meg. A minőséget tekintve fontos kérdés a mátrixanyag és a gömbhéjak közötti átmeneti réteg minősége is, amely a terhelés átadásáért felel a mátrix és az erősítőanyag között [63-65, 67, 68].

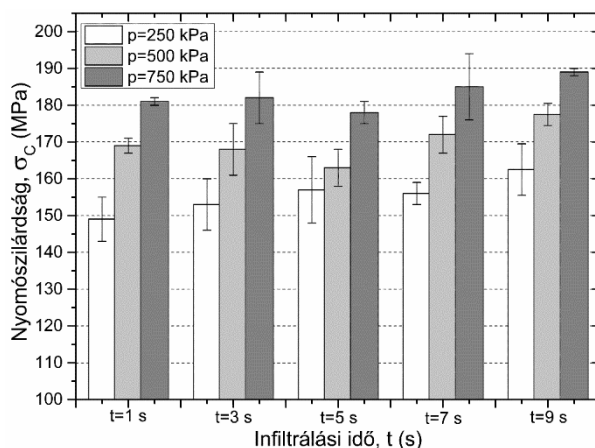
A mikroszkópi felvételek elemzésénél objektívebb eredményt ad a próbatestek sűrűségének nyomon követése. Ideális esetben (amennyiben a gömbök közötti tér teljesen kitöltött, a mátrixban porozitás nincs) a sűrűséget az egyszerű keverési szabály (4.7. egyenlet) segítségével lehet meghatározni, a mátrixanyag ($2,680 \text{ gcm}^{-3}$) és a gömbhéjak ($0,692 \text{ gcm}^{-3}$) sűrűségének ismeretében:

$$\rho_{\text{hab}} = V_{\text{mg}} \rho_{\text{mg}} + (1 - V_{\text{mg}}) \rho_{\text{m}} \quad (4.7.),$$

ahol V_{mg} a mikrogömbhéjak térkitöltése ($\sim 65 \text{ tf\%}$ [10, 11]), az „mg” index a mikrogömbhéjra, az „m” index pedig a mátrixanyagra utal. Adott értékekkel az ideális sűrűség $1,388 \text{ gcm}^{-3}$ értékre adódik. A kísérleti úton előállított darabok mért sűrűségeinek értékét a 4.9. ábra mutatja. Az eredményekből látható, hogy a mért sűrűségértékek valamelyest elmaradnak az ideálistól, de a nyomás növelésével határozottan tartanak az ideális sűrűséghez (a darabokban, a gömbhéjak közötti porozitás mértéke a nyomás növekedtével csökken).



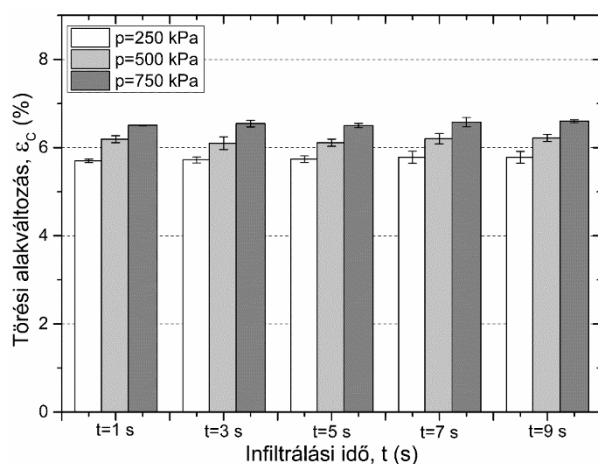
4.9. ábra A sűrűség az infiltrálási nyomás és az infiltrálási idő függvényében



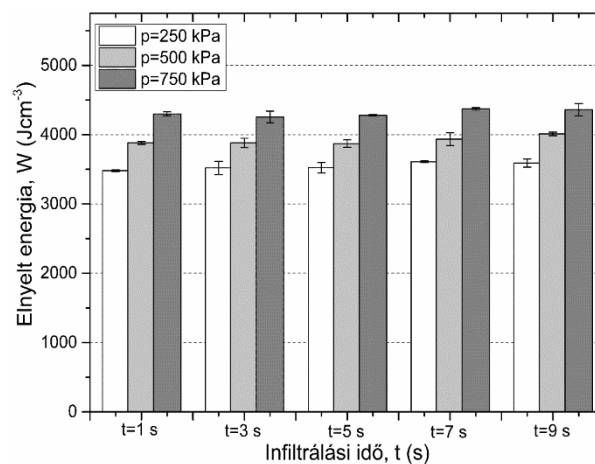
4.10. ábra A nyomószilárdság az infiltrálási nyomás és az infiltrálási idő függvényében

A mechanikai tulajdonságokat tekintve három karakterisztikus jellemző érdemes kiemelésre, mégpedig a nyomószilárdság (az első lokális maximum a nyomófeszültség – alakváltozás görbén), a törési alakváltozás (a nyomószilárdsághoz tartozó mérnöki alakváltozás) és az elnyelt mechanikai energia (a nyomószilárdság – alakváltozás görbe integrálja 50% mérnöki alakváltozásig). A 4.10. ábra a nyomószilárdság változását mutatja az infiltrálási paraméterek

függvényében. A nyomószilárdság követi a sűrűség változását, de nagyobb szórásértékeket mutat. Erre a habok egyedi szerkezete a magyarázat, ami sokkal hangsúlyosabb hatással van a nyomószilárdságra, mint a sűrűsége. A nyomásnak a nyomószilárdságra lineáris hatása van, ugyanakkor az infiltrálási idő tekintetében nem határozható meg kifejezett trend. A 4.11. ábrán a törési alakváltozás követhető nyomon. Az értékeket megfigyelve látható, hogy az infiltrálási nyomás növekedésével az első törés megjelenéséig végbement alakváltozási képesség lineárisan és határozottan megnő, ezzel szemben az infiltrálási időnek minimális a hatása. Végezetül a 4.12. ábra az 50%-os mérnöki alakváltozásig elnyelt mechanikai energiát mutatja be az infiltrálási paraméterek függvényében. Tekintve, hogy az elnyelt mechanikai energiát a platós szakasz feszültség-szintjén keresztül elsősorban a nyomószilárdság határozza meg, az ábrarészletben megfigyelhető trendek a nyomószilárdság vizsgálatánál tapasztalt változásokat követték [44].



4.11. ábra A törési alakváltozás az infiltrálási nyomás és az infiltrálási idő függvényében



4.12. ábra Az elnyelt energia az infiltrálási nyomás és az infiltrálási idő függvényében

4.4 Következtetések

A kifejlesztett kísérleti berendezés alkalmas az infiltrált hossz mérésére az infiltrálási paraméterek (nyomás, idő, hőmérséklet) függvényében és ezáltal alkalmas az infiltrálás kinetikájának vizsgálatára. A kifejlesztett infiltráló berendezésben a nyomás felépülésének ideje ~ 50 ms, ezért alkalmas – a szakirodalomban általában elhanyagolt és / vagy félreértelmezett – rövid infiltrálási idő ($t < 10$ s) tartományában történő mérésekre is.

A szintaktikus fémhabok infiltrálási eljárásának alsó határnyomását, vagyis a küszöbnyomást becslő félempirikus és elméleti (szakirodalmi) összefüggéseket vizsgálva mérésekkel igazoltuk, hogy a Kaptay és Bárczy által adott elméleti megfontolásokon alapuló biztosítja a legjobb becslést adott (reális) fizikai jellemzők (felületi feszültség, nedvesítési peremszög) mellett. A modell előnye és a mért eredményekhez közelebbi értékek indoka a tisztán elméleti megközelítés és a félempirikus tényezők (például effektív távolság vagy hidraulikai sugár) kiküszöbölése.

A kifejlesztett infiltráló berendezés használatával igazoltuk, hogy a vizsgált nemreaktív rendszerben és a rövid infiltrálási idő tartományban (inkubációs szakasz, $t < 10$ s) az infiltrált

hossz az infiltrálási nyomásnak lineáris, az infiltrálási időnek közel négyzetgyökös függvénye, azaz követi az elméleti úton becsült eredményeket.

A különböző gyártási paraméterekkel, gázközegű nyomásos infiltrálással előállított szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságai az infiltrálási nyomással és -idővel párhuzamosan változtak. A két infiltrálási paraméter közül a nyomás hatása a számottevőbb. Ennek megfelelően az adott és előírt méretű alkatrész megbízható előállításához (ésszerű költségkeretek mellett) az infiltrálási nyomás fokozását célszerű előnyben részesíteni.

A fejezetben részletezett vizsgálatok és megfontolások alapot adnak a szintaktikus fémhabok meleg kamrás kisnyomású nyomásos öntéssel történő gyártására és segítséget nyújtanak az eljárás beállítási paramétereinek megválasztásához adott geometriai jellemzőkkel bíró alkatrész és adott anyagpár számára.

5 A szintaktikus fémhabok kvázi-statikusan szabadzömítése

A fémhabokat szerkezetüknél fogva leginkább a nyomás jellegű igénybevételeknek kitett alkalmazásokban használják. A szakirodalomban található, a szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságaival foglalkozó publikációk ~80%-a is a nyomóvizsgálattal meghatározható jellemzőkre koncentrált. Az összehasonlíthatóság kedvéért a nyomóvizsgálatot és a vizsgálattal meghatározható eredményeket szabványosították is [5, 6].

5.1 A részterület szakirodalmának összefoglalása

Ez a fejezet rövid áttekintést ad a szakirodalom vonatkozó részeiből a legfontosabb megállapításokra szorítkozva. Balch és kollégái [69, 70] a mátrix- és az erősítőanyag közötti terhelésátadást vizsgálták diffrakciós módszerekkel Al ötvözet mátrixú szintaktikus habokban. Kimutatták, hogy a legjobban kihasználható szintaktikus fémhabokban a mátrixanyag folyáshatárának és a beépített gömbhéjak törési szilárdságának célszerű minél közelebb esnie. Emellett a vizsgálatokat növelt alakváltozási sebességgel végezve 10-30%-os szilárdságnövekedést tapasztaltak. Dou és munkatársai [71] kvázi-statikusan és növelt alakváltozási sebességű, síklapok közötti zömítéssel kimutatták, hogy az Al ötvözet mátrixú szintaktikus fémhabok határozott alakváltozási sebesség érzékenységet mutatnak. Goel és társai [72, 73] Al ötvözet mátrixú szintaktikus habok dinamikus igénybevétel hatására tanúsított viselkedését tanulmányozták. Kimutatták, hogy a szintaktikus fémhabok egy adott alakváltozási sebességnél nyújtották a legkedvezőbb nyomószilárdságot és energiaelnyelő képességet. Lehmhus, Peroni és munkatársaik vasötvözet mátrixú, üveg gömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabok vizsgálatát végezte el több alakváltozási sebesség mellett. A vizsgálatok eredményeiből arra következtettek, hogy a fémhabok alakítási sebesség érzékenysége elsősorban a mátrixanyag hasonló tulajdonságával van összefüggésben [23, 74, 75]. Luong és munkatársai [76, 77] Al és Mg ötvözet mátrixú szintaktikus fémhabokat hasonló módszerekkel vizsgálva arra jutott, hogy az alakváltozási sebesség növekedésével a nyomószilárdság és az energiaelnyelő képesség is monoton nő. Ugyanez a kutatócsoport extrém kis sűrűségű ($0,97 \text{ g cm}^{-3}$), SiC gömbhéjakkal előállított Mg ötvözet alapú szintaktikus habok vizsgálatát is elvégezte. A nyomószilárdság és a törési energia az alakváltozási sebesség függvényében nőtt, és elérte a kvázi-statikusan körülmények között mért értékek másfélszeresét is [78]. Mondal és szerzőtársai [31, 33] keveréssel eljárásal előállított Al ötvözet mátrixú szintaktikus fémhabokat vizsgáltak szoba- és növelt hőmérsékleten. Méréseik kimutatták, hogy a gömbhéjak térkitöltésének növelésével a platófeszültség hatványtörvény szerint csökkent. Palmer és társai [42] már a gömbhéjak méretének hatására is kitértek és Al ötvözet mátrixú szintaktikus fémhabokat vizsgálva megállapították, hogy megfelelő mátrix-gömbhéj-hőkezelés kombinációkkal a szintaktikus fémhabok tulajdonságai optimálhatók. A gömbhéjak falának mikroszerkezetét vizsgálva megállapították, hogy a nagyobb átlagos átmérőjű (és falvastagságú) gömbhéjak több mikroszerkezeti hibát tartalmaznak, mint a kisebbek (és vékonyabb falúak), ennek megfelelően pedig a kisebb gömbhéjak nagyobb szilárdságot biztosítanak, mint a nagyobbak. Rohatgi és munkatársai [14] a gömbhéjak térkitöltését vették górcső alá. Méréseik során megállapították, hogy a sűrűség növekedésével (a gömbhéjak

mennyiségének csökkenésével) a nyomószilárdság és a merevség is növekedett. A milwaukee-i egyetem munkatársai [79-81] Al_2O_3 anyagú gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhabokat vizsgáltak kvázi-statisztikus és dinamikus körülmények között. A mérési eredmények alapján módszert adtak a mechanikai tulajdonságok becslésére is. Tao és kollégái [82, 83] gáznyomásos infiltrálással állítottak elő Al-Mg-Si ötvözet mátrixú szintaktikus fémhabokat, amelyeket húzó-, nyomó- és nyíró vizsgálatoknak is alávetettek. További Al porszemcsék beépítésével (a gömbhéjak térkitöltésének csökkentésével) a szívósság, a nyomószilárdság és az elnyelt fajlagos energia növekedését figyelték meg. Wu és munkatársai [84] Al ötvözet mátrixú szintaktikus fémhabok kvázi-statisztikus nyomóvizsgálatát írták le. Megállapították, hogy lágyított állapotban a fémhabok még nagy képlékeny alakváltozásokat is képesek törés nélkül elviselni. A mérési eredmények alapján kapcsolatot teremtettek a gömbhéjak falvastagsága és a szintaktikus fémhabok nyomószilárdsága között. Megállapították, hogy a kisebb átlagos átmérőjű gömbhéjak nagyobb szilárdságot biztosítottak. Zhang és Zhao [48] a gyártási költségek csökkentésének céljával vizsgálta az olcsóbb, ámde kevésbé kontrollált minőségű gömbhéjak alkalmazásának lehetőségét kvázi-statisztikus és dinamikus mérési körülmények között is. Munkájuk során megállapították, hogy a fémhabok platófeszültsége és energiaelnyelő képessége nagyobb mértékben függ az Al ötvözet mátrix tulajdonságaitól, mint az alkalmazott gömbhéjak jellemzőitől. Zou és szerzőtársai [85] Al ötvözet mátrixú szintaktikus habok tulajdonságait vizsgálták dinamikus nyomó igénybevétel (split-Hopkinson rúd) hatására. Kimutatták, hogy a nagyobb alakváltozási sebesség nagyobb szilárdságértékeket és elnyelt mechanikai energiát eredményezett. Fiedler és kutatócsoportja [86-89] kis költséggel előállítható, építőipari perlitet tartalmazó szintaktikus fémhabokat vizsgált kvázi-statisztikus és dinamikus körülmények között. A kvázi-statisztikus eredményekhez képest a nyomószilárdság kismértékű növekedését mutatták ki. Megállapították, hogy a perlit jelenléte jótékony hatással van a nagy sebességű igénybevételnek történő ellenállásra, vélhetően a perlitszemcsékben, az alakváltozás hatására felépülő gáznyomásnak köszönhetően. Az eddigi részleteket illetően, saját kutatómunkámban az infiltrálás paramétereinek, a szintaktikus fémhabok tulajdonságaira gyakorolt hatásával [44], a gömbhéjméret hatásával [90-92], a gömbhéjak anyagának hatásával [93, 94], a mátrixanyag hatásával [13, 91, 95, 96] és az alakváltozási sebesség hatásával [97, 98] (lásd a következő fő fejezetet) foglalkoztam.

A szintaktikus fémhabok elvileg bármilyen fémötvözzel előállíthatók. Erre mutat példákat Huang és csoportja [99, 100], és Daoud [29] valamint Rohatgi és munkatársai [101, 102] magnézium ötvözet, Daoud pedig [27, 28] cink mátrixanyagú fémhabokkal. A gömbhéjak csökkentették a sűrűséget és a szintaktikus fémhabok, a „hagyományos” (gömbhéjak felhasználása nélkül) gyártott fémhaboknál jóval merevebbek és nagyobb szilárdságúak voltak. Peroni és társai [103, 104] vas ötvözet mátrixú szintaktikus fémhabokkal kísérleteztek, amelyekben az erősítőanyagot üveggömbhéjak halmaza adta. Ezek a fémhabok ugyan az alumínium alapú társaiknál jóval nagyobb sűrűségűek, a nyomószilárdságuk is jelentősen megnövekedett. Így a fajlagos tulajdonságok közel változatlanok maradtak, de jóval olcsóbb alapanyagokat használtak fel. Castro és Nutt [39, 49] is vasötvözet mátrixú szintaktikus fémhabokkal kísérletezett, de az erősítést Al_2O_3 anyagú gömbhéjak alkották. A gravitációs

öntéssel, illetve nyomásos infiltrálással történő gyártás mellett a fémhabok nyomóvizsgálati jellemzőit és kis sebességű idegen tárgy becsapódásakor mutatott tulajdonságait is vizsgálták [105]. Rabiei és kollégái [18, 19, 21, 37, 38] vasötvözet alapú gömbhéjakat alkalmaztak Al ötvözet és vasalapú szintaktikus fémhabok előállításához többnyire porkohászati módszerrel. A szintaktikus fémhabok kiemelkedő elnyelt energia – sűrűség hányadost mutattak. Zhang és Ma [106] pedig karbon mátrixú, karbon gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus habok gyártását és vizsgálatát mutatta be.

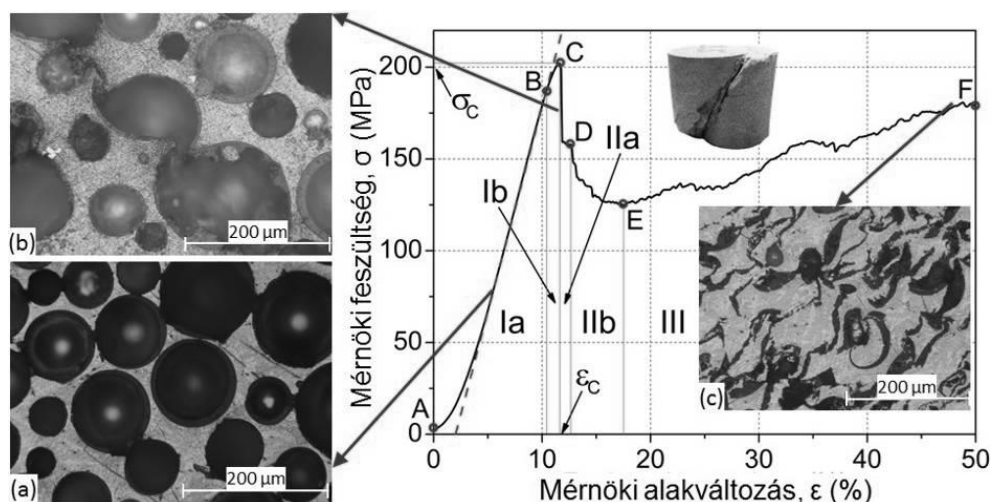
A szintaktikus fémhabok előállításához általában egy unimodális eloszlású, a lehetőségek szerint minél kisebb méretszórású gömbhéj halmazt alkalmaznak erősítőanyagként. Ugyanakkor érdekes lehetőségeket vet fel két, vagy esetleg több, alapvetően (akár anyagában, akár átmérőjében) különböző gömbhéjhalmaz használata. Tao és társai [107] azonos anyagú, de különböző átlagos átmérőjű, bimodális átmérő eloszlású gömbhéjakat építettek Al ötvözet mátrixba. A különböző névleges átmérőjű frakciók arányát változtatva megállapították, hogy a szintaktikus fémhab sűrűsége (az unimodális gömbhéjakat tartalmazó habokhoz képest) akár 25%-kal csökkenthető. A bimodális gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhabok állandó és nagy feszültség szintű platós szakaszt és kiváló energiaelnyelő képességet mutattak. Daoud [28] a „hagyományos” és szintaktikus fémhabokat kombinálta úgy, hogy egy gázzal habosító módszernél alkalmazott alapanyagba kerámia gömbhéjakat kevert. A hibrid hab zömítés során szívósabb viselkedést és nagyobb nyomószilárdságot mutatott, mint „hagyományos” társaik. Hasonló megoldást alkalmazott Xia is társaival [108]: az ömledékhabosító eljárás során különböző minőségű és mennyiségű kerámia gömbhéjakat adagolt az ömledékhez. A vizsgálataik kimutatták, hogy a fémhabok cellafalaiban elhelyezkedő kerámia gömbhéjak jelentős hatással vannak a nyomószilárdságra, az alakváltozási- és energiaelnyelő képességre. Külön kutatási terület a szintaktikus fémhabok és hibrid habok kopási tulajdonságainak vizsgálata, amit hazai műhelyekben is folytatnak [109-112] [113]. Kutatási munkámmal a hibrid szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságaihoz kapcsolódva, az MTA–BME Kompozittechnológiai Kutatócsoport támogatásával különböző anyagminőségű (fém és kerámia) gömbhéjak segítségével hibrid szintaktikus fémhabokat gyártottam és vizsgáltam [114, 115].

Összefoglalva, a szakirodalomban számos anyagpár és külső körülmény, tényező hatását vizsgálták a szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságaira vonatkozólag. Ezek a részletek helyenként ellentmondásosak és nem nevezhetők teljeskörűnek. A hatékony és biztonságos tervezéshez azonban szükség van az anyagi jellemzőkre, valamint a kapcsolatokra az anyagi jellemzők és a szintaktikus fémhabok gyártási módszere (lásd előző fejezet), összetevői, állapota között. A következő fejezetekben bemutatott mérési eredmények és az azokból levont következtetések legfontosabb célja a tervezési adatok halmazának bővítése.

5.2 A gömbhéjak méretének hatása a kvázi-statisztikus mechanikai tulajdonságokra

A gömbhéjak méretének hatását egy nagyságrendet felölelő tartományban (~150 µm-es és ~1500 µm-es átlagos átmérők összevetésével) vizsgáltuk és az Al99,5 mátrixú szintaktikus

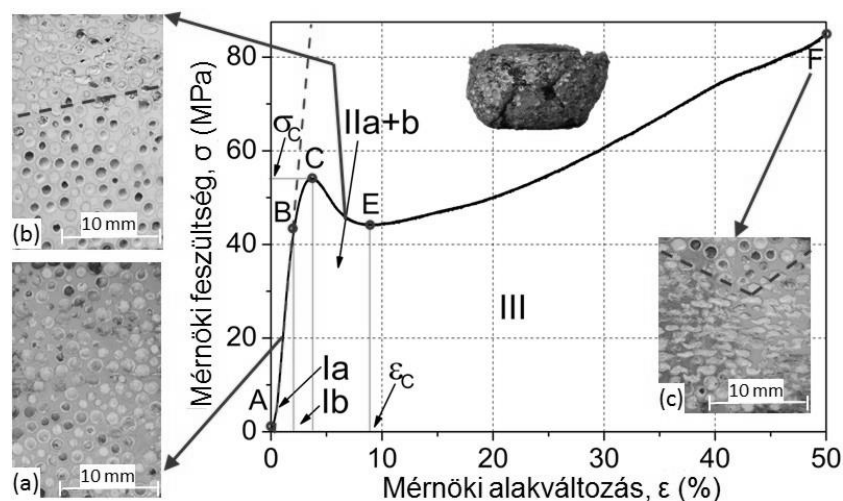
fémhabok példáján keresztül mutatom be. Ez utóbbi vizsgálatok eredményei és következtetései a PhD fokozat megszerzése után keletkeztek, ezért ezek adják e fejezet lényegi részét [91, 92, 116]. A gömbhéjak mérete mellett változó volt még a próbatestek magasság (H (mm)) és átmérő (D (mm)) aránya (H/D hányados, karcsúság) is. A gömbhéjak méretének hatását a már ismertetett karakterisztikus tulajdonságok változásának megfigyelésén keresztül vizsgáltuk. A mérethatás már a rögzített feszültség – alakváltozás diagramokban is megmutatkozott. A kisebb, SL típusú kerámia gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhabok nagy nyomószilárdságot mutattak, de az első törés megjelenése különösebb képlékeny alakváltozás nélküli (rideg) állapotot mutatott (5.1. ábra).



5.1. ábra SL gömbhéj erősítésű szintaktikus hab jellegzetes nyomóvizsgálati diagramja ($H/D=1,5$)

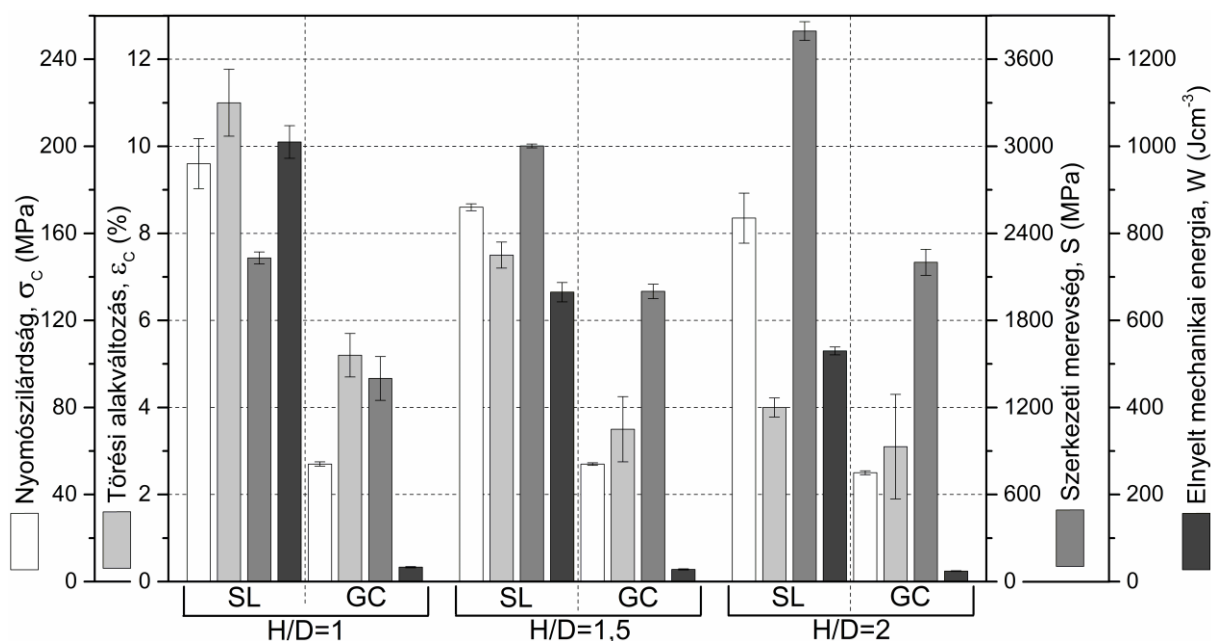
Az I. jelű főszakaszban az alakváltozás nagyrészt rugalmas volt (a gömbhéjak épek maradnak, 5.1a. ábrarészlet), illetve a B pont után a mátrix képlékenyen alakváltozott és a lokális maximumban megjelent az első törés (5.1b. ábrarészlet). A II. szakasz a feszültségrelaxációs rész volt, míg a III. szakasz a törési sáv fokozatos szélesedéséhez és a próbatest teljes tönkremeneteléhez volt köthető. Ezen a szakaszon a feszültség fokozatosan nőtt, ahogy a gömbhéjak töréséhez és az egyre tömörödő anyag további zömítéséhez egy nagyobb feszültségre volt szükség. Az 50%-os mérnöki alakváltozás elérésekor a próbatest gyakorlatilag már teljesen tömörödött (5.1c. ábrarészlet).

A nagyobb, GC jelű kerámia gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhabok nyomóvizsgálati diagramjai összességében hasonló, de részleteiben eltérő lefutást mutattak (5.2. ábra). Különbség a törési szilárdság környezetében figyelhető meg. Egyrészt a csúcs kisebb alakváltozásoknál jelentkezett, sokkal „lágyabb”, kevésbé éles csúcs, ami arra utal, hogy a tönkremenetel nem egy határozott törési sáv mentén, hanem diffúz módon, nagyobb térfogatra kiterjedően ment végbe. Ezt igazolja az 5.2b. ábrarészlet is, amelyben szaggatott vonal jelzi a törési zóna és az épnek tekinthető (kismértékben, nagyrészt feltételezhetően rugalmasan alakváltozott) térfogat határát. A határ közel vízszintes és a próbatest felső harmadában minden gömbhéj törött.



5.2. ábra GC és GM gömbhéj erősítésű szintaktikus fémhabok jellegzetes nyomóvizsgálati diagramja ($H/D=1,5$)

A gömbhéjak méretének hatását négy karakterisztikus jellemző (nyomószilárdság, törési alakváltozás, szerkezeti merevség és elnyelt mechanikai energia) követtük nyomon, ezeket az 5.3. ábra foglalja össze.



5.3. ábra A karakterisztikus tulajdonságok változása a gömbhéjméret és a karcsúság függvényében

A monitorozott tulajdonságok közül tervezési szempontból a teherbíró képességet leginkább jellemző nyomószilárdság a legfontosabb tulajdonság. Általánosságban a kisebb gömbhéjak nagyobb nyomószilárdságot biztosítottak, mint az azonos anyagú nagyobb társaik. A kisebb átmérő miatt a héj görbültsége nagyobb, ami a mechanikai stabilitásvesztés szempontjából kedvezőbb. A kisebb gömbhéjaknak kisebb a falvastagsága is, ami csökkenti a kritikus anyaghibák előfordulási kockázatát. Ez különösen fontos a kerámia anyagú gömbhéjaknál,

mivel a kerámiák érzékenyebbek az anyaghibákra, minden anyagfolytonossági hiány repedés kiindulópontja lehet, ami a rideg anyagban gyorsan és instabilan terjedhet. A nagyobb gömbhéjakkal töltött szintaktikus habok jóval kisebb nyomószilárdságot mutattak, mint a kisebb gömbhéjakat tartalmazók. Ez az eltérő törési viselkedésre (diffúz tömörödés a rideg jellegű töréssel szemben) vezethető vissza. A hirtelen törések megjelenésének kiváltója egy-egy hiba jelenléte, és a hiba jellegétől függően ez jelentősen eltérő feszültségszinteken következhet be. Az 5.3. ábra egyértelműen mutatja a másik vizsgálati paraméter, a karcsúság hatását is. A karcsúság növekedésével a nyomószilárdság csökkent. A kisebb gömbhéjakkal erősített szintaktikus habok erre látványosan érzékenyek voltak. Ez a jelenség a kerámiák nyírásra való érzékenységeivel magyarázható, a kisebb gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhabokban a tönkremenetel nyírásos jellegű volt (5.1a. ábrarészlet). A nagyobb gömbhéjakkal töltött fémhabokban a gömbhéjak jellemzően a nyomás hatására roppantak össze (5.2b. és 5.2c. ábrarészlet), ezért a kerámia alapanyag érzékenysége a nyírásra kevésbé kerül előtérbe, vagyis a darabok a karcsúság változására kevésbé érzékenyek.

A törési alakváltozás változása a nyomószilárdsághoz hasonló trendet mutatott. A nagyobb gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhabok már kisebb alakváltozásnál törni kezdtek, a törési alakváltozás az egyes anyagcsoportokon belül a karcsúsággal lineárisan csökkent. A törési alakváltozás trendjeit megerősítette a szerkezeti merevség diagramja is. A feszültség – alakváltozás görbék kezdő egyenesének meredeksége és a tönkremenetel típusa (nyírásos hasadás, illetve tömörödés) között összefüggés mutatkozott. A diffúz tönkremenetel már sokkal kisebb alakváltozásnál megkezdődött (tekintve, hogy ehhez kisebb nyomófeszültségre is volt szükség a nagyobb gömbhéjaknál), így a törési alakváltozások is kisebb értékre adódtak.

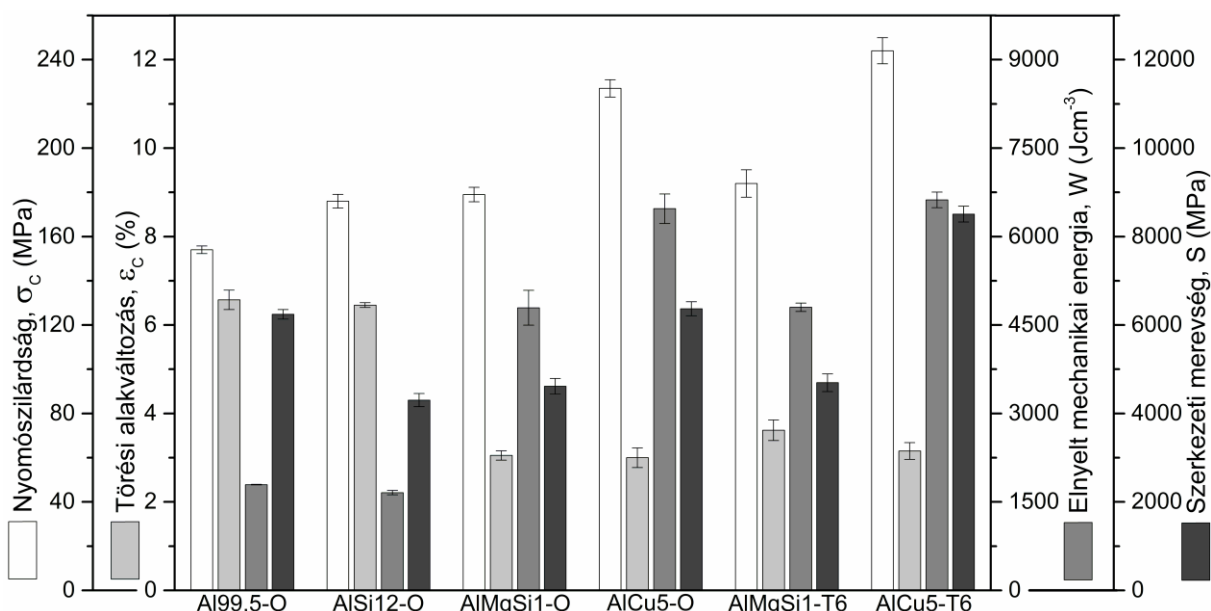
Végezetül a teljes (50% mérnöki alakváltozásig tartó) zömítés során elnyelt mechanikai energia a gömbhéjak méretének és a karcsúság növekedésével fokozatosan csökkent. Ennek oka a kisebb nyomószilárdság, ami egyben kisebb platófeszültséget okoz és így kisebb a feszültség – alakváltozás görbe alatti terület, vagyis kisebb az elnyelt mechanikai energia. A karcsúság ismét a kisebb gömbhéjakra volt a nagyobb hatással (az előzőleg ismertetett, különböző tönkremeneteli folyamatok miatt). Az elnyelt energia csökkenése a karcsúság növekedésének függvényében a kisebb gömbhéjakat tartalmazó haboknál ~50%, míg a nagyobb gömbhéjakat tartalmazó haboknál mindössze ~10% volt.

5.3 A mátrixanyag hatása a kvázi-statikusan mechanikai tulajdonságokra

A gömbhéjak mellett a szintaktikus fémhabok másik fő összetevője a mátrixanyag. A mátrixanyag kémiai összetétele, minősége és hőkezeltégi állapota jelentős hatással van a szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságaira. Ebben a fejezetben néhány, ipari alkalmazásokban is elterjedt mátrixanyaggal és SL típusú gömbhéjakkal készült szintaktikus fémhab karakterisztikus mechanikai tulajdonságait mutatom be, ismét azzal a céllal, hogy a tervezéshez elérhető adatokat gyarapítsuk [95, 96, 117].

Összesen négy mátrixanyag minőséget alkalmaztunk (3.1. táblázat), állandó ~65 tf% SL típusú gömbhéj erősítéssel. Technikai tisztaságú alumínium (Al99,5) volt az alapötvözet, amely az

összehasonlíthatóságot biztosítja. Az AlSi12-es mátrixanyag alkalmazásának indoka a kis olvadáspontja, jó hígfolysága, kis viszkozitása, amelyek mind a könnyebb gyárthatóság irányába mutatnak. Az AlCu5-ös ötvözet (és általában a Cu ötvöztetésű alumínium minőségek) a nagyszilárdságú alumínium ötvözetek első képviselői közé tartoznak, kiválásosan keményedő ötvözetek, amelynek folyamata széles körben tanulmányozott és leírt. Ennek megfelelően alkalmazásának oka a kiválásos keményítés hatásának vizsgálata a szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságaira; bár megjegyzem, hogy az ipar ma már kisebb tételben alkalmazza (elsősorban rossz korróziós ellenállóképessége és önnemesedő tulajdonsága miatt). Hasonlóan kiválásosan keményedő ötvözet az AlMgSi1 jelű minőség, amely mesterségesen öregíthető, jó korrózióálló és az egyik legnépszerűbb kiválásosan keményíthető alumínium ötvözet. A vizsgálatok előtt a szintaktikus fémhabok oldó hőkezelést, majd a kiválásosan keményíthető ötvözetekből készült darabok fele mesterséges öregítést kapott a 3.3. táblázat adatainak megfelelően. A méréseket, az önnemesedés elkerülése végett, közvetlenül a hőkezelések után végeztük el. A karakterisztikus tulajdonságokat az 5.4. ábra foglalja össze.



5.4. ábra A karakterisztikus tulajdonságok változása a mátrixanyag függvényében

A legkisebb nyomószilárdságot az Al99,5 mátrixú fémhab mutatta. Az ötvöztetés hiánya kis nyomószilárdságot, nagy törési alakváltozást és kis szerkezeti merevséget, összességében képlékenyebb viselkedést okozott (lásd később). A legnagyobb szilárdságúnak a Cu ötvöztetésű fémhab bizonyult, oldó hőkezelt állapotban $\sim +40\%$ -kal nagyobb volt az elérhető szilárdság, mint az Al99,5 mátrixú haboknál (ötvöztetésből adódó szilárdságnövekedés). A nyomószilárdság mellett a Cu ötvöztetés biztosította a legkisebb törési alakváltozást és a legnagyobb szerkezeti merevséget is, vagyis az AlCu5 mátrixú fémhab viselkedett a legridegebben. A következő legnagyobb nyomószilárdságot biztosító szintaktikus fémhaboknak közel azonos értékű nyomószilárdsággal az AlMgSi1 és az AlSi12 mátrixú fémhabok mutatkoztak. Az AlMgSi1 ötvöztetésben a szilárdságnövelés mechanizmusa hasonló volt, mint a Cu tartalmú habokban (ötvöztetés), ami $\sim +15\%$ szilárdságnövekedést okozott. Ugyanakkor az anyag hasonlóan ridegen

viselkedett, mint a Cu ötvöztetésű darabok. Kisebb nyomószilárdságuk és platófeszültségük miatt az elnyelt mechanikai energiájuk is kisebbre ($\sim 10\%$) adódott.

Az AlSi12 ötvözet mátrixú habban a nyomószilárdság növekedését a nagy mennyiségű Si hozzáadása okozta (közel eutektikus szövet, kemény, rideg Si lemezek), de hatékonysága elmaradt az Mg és Si ötvöztetés hatásától és szintén $\sim +15\%$ nyomószilárdságnövekedést okozott. A két szilárdságnövelési mechanizmus közötti (hatékonyságbeli) különbség a törési alakváltozásban is megmutatkozott. Az AlMgSi1 ötvözet mátrixú habok kisebb törési alakváltozást mutattak a hatékonyabb szilárdságnövelés miatt, míg AlSi12 mátrixúaknál nagyobb törési alakváltozások adódtak, a nagyobb mennyiségű ötvöző ellenére. A mátrixanyag meghatározó befolyással volt a fémhabok nyomószilárdságára is. Összességében a szintaktikus fémhabok nyomószilárdsága a mátrixanyagok szilárdságát követte (lásd 3.1. táblázat), de nem olyan mértékben, mint a tömör anyagoknál tapasztalt. A törési alakváltozás a nyomószilárdsággal fordítottan arányosan, míg a szerkezeti merevség a nyomószilárdsággal és a törési alakváltozással összhangban változott: a nagyobb nyomószilárdság és kisebb törési alakváltozás nagyobb szerkezeti merevséggel járt. Végezetül az elnyelt mechanikai energia tág határok között mozgott a tönkremeneteli módokkal [118] összefüggő változatos platós szakaszok kialakulása miatt, ezért nehéz teljes körűen alkalmazható trendet találni a mátrixanyag elnyelt mechanikai energiára való hatására, de általánosságban kijelenthető, hogy a nagyobb nyomószilárdság nagyobb platófeszültséggel és így – adott alakváltozási értékig – több elnyelt mechanikai munkával társul. A mért értékeket (a számszerű összehasonlítás érdekében) az 5.1. táblázat rögzíti. A fenti eredmények tükrében az ötvözött mátrix alkalmazása a szintaktikus fémhabok (megkívánt) tulajdonságainak beállítása végett indokolt lehet. Említésre érdemes az is, hogy ötvöző anyag bevitelére megfelelő módon bevont gömbhéjak is alkalmasak lehetnek, a bevonat összetételének és vastagságának megfelelő megválasztásával.

5.1. táblázat Különböző mátrixanyagú, SL gömbhéjjal erősített szintaktikus fémhabok karakterisztikus mechanikai jellemzői

Jelölés	Nyomószilárdság, σ_c (MPa)	Törési alakváltozás, ϵ_c (%)	Szerkezeti merevség, S (MPa)	Elnyelt energia, W (Jcm ⁻³)
Al99,5-O	154 $\pm$ 1,7	6,57 $\pm$ 0,22	2390 $\pm$ 6	4681 $\pm$ 80,6
AlSi12-O	176 $\pm$ 3,1	6,45 $\pm$ 0,05	2210 $\pm$ 48	3226 $\pm$ 110,8
AlMgSi1-O	179 $\pm$ 3,3	3,05 $\pm$ 0,10	6390 $\pm$ 395	3461 $\pm$ 132,8
AlCu5-O	227 $\pm$ 3,9	3,00 $\pm$ 0,22	8630 $\pm$ 333	4776 $\pm$ 119,1
AlMgSi1-T6	184 $\pm$ 6,2	3,62 $\pm$ 0,23	6400 $\pm$ 95	3521 $\pm$ 149,7
AlCu5-T6	244 $\pm$ 5,9	3,15 $\pm$ 0,19	8830 $\pm$ 176	6380 $\pm$ 133,6

A kiválasztott keményítésnek alávetett AlMgSi1 és AlCu5 mátrixú szintaktikus fémhaboknál a nyomószilárdság $\sim +10\%$ és $\sim +15\%$ mértékben növekedett (az oldó hőkezelt darabokhoz képest), a növekedés mértéke elmaradt a várakozásoktól. Ennek oka a 3.2. egyenlettel leírt

reakció, amelynek lefolyása során a mátrixanyagba Si oldódhat (mivel ~ 600 °C-on az alumínium Si oldó képessége $\sim 1,5\%$ [119], a Si eutektikum formájában is megjelenhet) [63]. A mátrixanyag kémiai összetételének megváltozásával ugyanakkor megváltoznak a T6 hőkezelés ideális hőmérséklet és idő paraméterei, aminek okán a mért tulajdonságok változásai elmaradnak a várttól.

5.4 A nyomóvizsgálati görbék matematikai leírása, tönkremeneteli módok

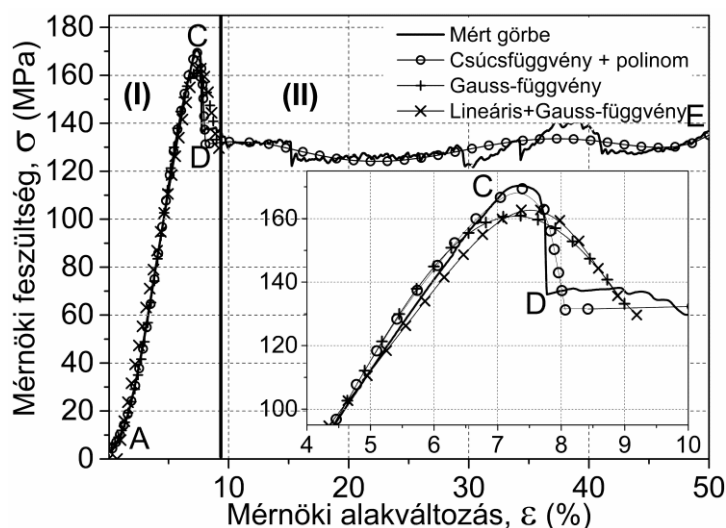
A szakirodalomban kevés publikáció foglalkozik a szintaktikus fémhabok modellezési lehetőségeivel. Ezek túlnyomó része elsősorban a rugalmassági jellemzők (effektív rugalmassági modulusz) meghatározását tűzik ki célul különféle homogenizációs technikák alkalmazásával. A szakterület úttörője Bardella [120-123], valamint Marur [124-127]. A szerzők általában úgynevezett háromfázisú (mátrix, a gömbhéj fala és porozitás) egységcella modellekkel dolgoznak. Általános megállapításaik közé tartoznak, hogy (i) a gömbhéjak falvastagságának elenyésző a hatása a fémhab rugalmassági tulajdonságaira, (ii) a gömbhéjak közötti infiltrálatlan területek (nemkivánt porozitás) hatása ugyanakkor jelentős és végül (iii) a vizsgált háromfázisú egységcella modellekkel számított eredmények jó egyezést mutatnak a mérésekkel és a numerikus (végesesemes modell) számítások eredményeivel. A számítások során meghatározó szerepe van a gömbhéjak és a mátrixanyag közötti kapcsolat minőségének is. A rugalmasságtani jellemzőkön kívül a fémhaboknál, így a szintaktikus fémhaboknál is nagy szerepe van a képlékeny alakváltozásnak. A szakirodalomban a szintaktikus fémhabokra vonatkozó adatokat, tanulmányokat nem találtam, ezért célul tűztem ki a szintaktikus fémhabok kvázi-statisztikus, síklapok közötti szabadzömítése során rögzített nyomóvizsgálati görbéinek kategorizálását és matematikai leírását. A vonatkozó vizsgálatokat a legnehezebben kezelhető görbék példáján, Al_{99,5}, AlSi₁₂, AlMgSi₁ vagy AlCu₅ mátrixú, SL gömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabokra mutatom be (általánosságban lásd az 5.1. ábrát).

5.4.1 Az alkalmazott matematikai modellek

A szintaktikus fémhabok nyomóvizsgálati görbéinek leírása során az első gondolatként a görbe két részre osztása merült fel. A szétválasztás pontjának az 5.1. és 5.5. ábra D pontja látszik kézenfekvőnek két okból: (i) jelentősen megváltozik a görbe jellege (csúcsfüggvény – polinom függvény) és (ii) jelentősen megváltozik a próbatest viselkedése (kvázi-rugalmas állapot és törés – folyamatos, jelentős mértékű képlékeny alakváltozás). A felosztást az 5.5. ábrában függőleges vonal jelzi. Természetesen voltak törekvések a görbe egységben történő kezelésére is (5.1. egyenlet), de a hirtelen esés a C és D pontok között nehezen kezelhető az illesztési jóság (nagy, egyhez közeli R^2 érték) megtartása mellett [128].

$$\sigma = A \frac{e^{\alpha \epsilon} - 1}{B + e^{\beta \epsilon}} + e^C (e^{\gamma \epsilon} - 1) \quad (5.1.),$$

ahol A, B és C, valamint α , β és γ illesztési paraméterek. Mivel az említett feszültségesés nehezen kezelhető, a szétválasztás mellett döntöttem.



5.5. ábra Al99,5-SL típusú szintaktikus fémhab nyomóvizsgálati görbéje (H/D=1,5)

Az (I) szakaszt illetően számos csúcsfüggvény illesztésével próbálkoztunk. Az első, elfogadható illeszkedést a Gauss-függvény biztosította (5.2. egyenlet).

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{A}{w\sqrt{\frac{\pi}{2}}} e^{-2\frac{(\varepsilon - \varepsilon_c)^2}{w^2}} \quad (5.2.)$$

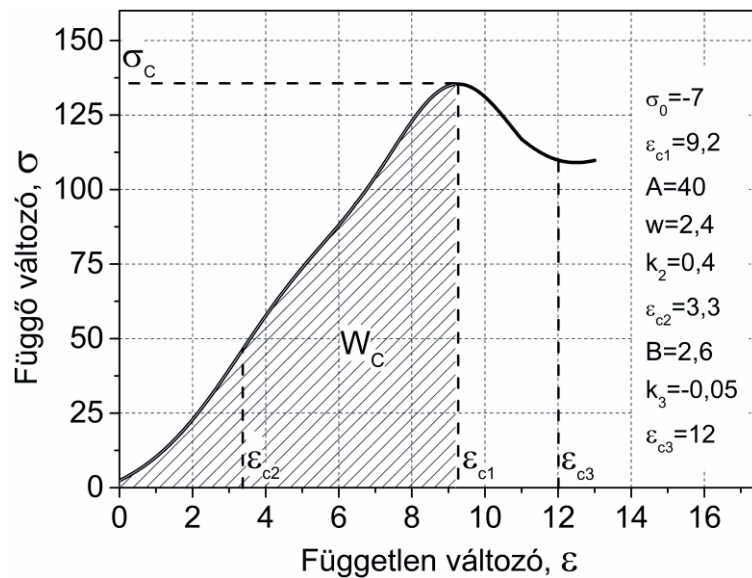
Ez a függvény viszonylag egyszerűen kezelhető és habár nem a hasonló problémák leírása a fő célja, a formalizmusa alkalmazható. A kifejezésben ε_c a csúcs abszcisszája (tökéletes illesztésnél a törési alakváltozás), w a csúcs szélessége és A a csúcs amplitúdója. Az illesztett görbét (+) jelekkel jelenítettük meg az 5.5. ábrában. A függvény jó illesztés biztosít, különösen a kezdeti szakaszon, de nem tudja kezelni a csúcs aszimmetriáját és általában a nyomószilárdság értékének közelítése sem volt meggyőző (akár 9,3 MPa (5,48%) eltérés). Mivel az eltérés minden esetben negatív irányú volt (a valósnál kisebb nyomószilárdságot prognosztizálva) az illesztett görbe a biztonság irányába tért el. Az aszimmetria probléma kezelésére a Gauss-görbéhez egy lineáris tagot adtunk (5.3. egyenlet).

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_1 \varepsilon + \frac{A}{w\sqrt{\frac{\pi}{2}}} e^{-2\frac{(\varepsilon - \varepsilon_c)^2}{w^2}} \quad (5.3.)$$

Ezt az egyenletet (x) jelek jelzik az 5.5. ábrában. A C pont becslése valamelyest javult, a nyomószilárdság eltérése 7,10 MPa-ra (4,18%) csökkent és a törési alakváltozás értéke is közelebb került a mért értékhez. A többi, kevésbé sikeres illesztést (beleértve az 5.1 egyenletet is) nem részletezve, jobb illeszkedést kaptunk a Chesler-Cram-féle csúcsfüggvény alkalmazásával (5.4. egyenlet).

$$\sigma = \sigma_0 + A \left\{ e^{-\frac{(\varepsilon - \varepsilon_{c1})^2}{2w}} + B \left[1 - \frac{1}{2} (1 - \text{th}(k_2(\varepsilon - \varepsilon_{c2}))) \right] e^{-\frac{1}{2} k_3 (|\varepsilon - \varepsilon_{c3}| + \varepsilon - \varepsilon_{c3})} \right\} \quad (5.4.),$$

ahol σ_0 egyfajta eltolás, amely a függvény függőleges helyzetét határozza meg. Az A paraméter a függvény magasságára van hatással, ε_{c1} a függvény csúcsának abszcisszája (törési alakváltozás), ε_{c2} a hiperbolikus tangens függvény inflexiós pontjának abszcisszája, amely lehetővé teszi az aszimmetrikus csúcsok leírását, B a második exponenciális tag magasságára van hatással, w az első (Gauss-szerű) taghoz tartozik és a csúcs szélességét befolyásolja, k_2 a hiperbolikus tangens rész súlya, ε_{c3} a második exponenciális szakasz (plató) kezdetének abszcisszája és végül k_3 a második exponenciális rész súlya. A példánkban az illesztett görbét (o) jelek reprezentálják (5.5. ábra), míg egy, a görbe segítségével előállított jellegzetes görbét mutat be a paraméterek ábrázolásával az 5.6. ábra.



5.6. ábra Az illesztett függvény grafikonja adott paraméter értékek mellett

Ahogy az az 5.5. ábrán megfigyelhető, az alkalmazott matematikai függvény illeszkedése megfelelő, a nyomószilárdság 1,9 MPa-lal (1,10%), míg a törési alakváltozás 0,15%-kal (2,04%) tért el a mért értékektől. Ez mérnöki értelemben és a szintaktikus fémhabok tulajdonságainak (mint általában a fémhaboknak) nagy szórásának tudatában jó illeszkedésnek mondható. A függvény képes volt az első törés megjelenését követő, hirtelen feszültségesés kezelésére is. Mivel a nyomóvizsgálati görbék első szakasza hordozza a felhasználás szempontjából legfontosabb anyagjellemzőket (nyomószilárdság, törési alakváltozás és szerkezeti merevség), ezért a szakaszt leíró függvény tovább elemeztük. Első lépésként megállapítottuk, hogy mivel a függvényt csak az első rész leírására kívánjuk felhasználni, a második exponenciális tag elhagyható. Mivel az alakváltozás ezen a szakaszon mindig viszonylag kicsi ($\varepsilon < \varepsilon_{c3}$), igaz, hogy:

$$\forall \varepsilon < \varepsilon_{c3} \rightarrow e^{-\frac{1}{2} k_3 (|\varepsilon - \varepsilon_{c3}| + \varepsilon - \varepsilon_{c3})} = 1 \quad (5.5.),$$

így az 5.4. egyenlet egyszerűsödik:

$$\sigma = \sigma_0 + A \left\{ e^{-\frac{(\varepsilon - \varepsilon_{c1})^2}{2w}} + B \left[1 - \frac{1}{2} (1 - \text{th}(k_2(\varepsilon - \varepsilon_{c2}))) \right] \right\} \quad (5.6.)$$

Mivel a nyomószilárdság értéke megegyezik a függvény értékével az ε_{c1} pontban és mivel kis ε értékekre:

$$\text{th}(k_2(\varepsilon - \varepsilon_{c2})) \approx 1 \quad (5.7.),$$

az 5.6. és az 5.7. egyenlet kombinálásával írható, hogy

$$\sigma_c = \sigma_0 + A(1+B) \quad (5.8.)$$

A fenti (5.8. egyenlet) összefüggés validálásához összehasonlítottuk a számított és a mért eredményeket, amelyeket a jelen alfejezet végén található 5.2. táblázat rögzít. Tovább haladva, az első feszültségcsúcs abszcisszája közvetlenül megfeleltethető a törési alakváltozásnak. A mért és számított eredményeket szintén az alfejezet végén található 5.4. táblázat foglalja össze. A szerkezeti merevség meghatározásához az egyszerűsített egyenlet további átalakításával jutottunk el. Az ε_{c1} alakváltozás kicsi (δ) környezetében írhatjuk, hogy:

$$\forall \varepsilon \in [\varepsilon_{c2} - \delta; \varepsilon_{c2} + \delta] \rightarrow e^{-\frac{(\varepsilon - \varepsilon_{c1})^2}{2w}} \approx 0 \quad (5.9.),$$

továbbá

$$\forall \varepsilon \in [\varepsilon_{c2} - \delta; \varepsilon_{c2} + \delta] \rightarrow \text{th}(k_2(\varepsilon - \varepsilon_{c2})) \approx k_2 \varepsilon \quad (5.10.)$$

Az 5.9. és az 5.10. egyenlet segítségével kifejezhető a szerkezeti merevség az 5.11. egyenlet alakjában:

$$S = \frac{1}{2} ABk_2 \quad (5.11.)$$

Az 5.11. egyenlettel számított szerkezeti merevség értékeket az 5.5. táblázat veti össze a mérési eredményekkel. Végezetül, de nem utolsósorban a görbe alatti terület, mint törési energia is meghatározásra került. Az első törés, vagy repedés megjelenéséig elnyelt mechanikai energiát a függvény alatti terület kiszámításával, integrálással kaphatjuk meg. A műveletet célszerűen a függvény három részre bontásával végeztük el. A teljes törési energia kifejezése az 5.12. egyenlet szolgál, teljes általánosságban és három részre bontva:

$$W_C = \int_0^{\varepsilon_{C1}} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon = I_1 + I_2 + I_3 \quad (5.12.),$$

ahol a részintegrálokat az 5.13.-5.15. egyenletek szerint határoztuk meg.

$$I_1 = \int_0^{\varepsilon_{C1}} \left(\sigma_0 + \frac{1}{2} AB \right) d\varepsilon \quad (5.13.)$$

$$I_2 = \int_0^{\varepsilon_{C1}} A e^{-\frac{(\varepsilon - \varepsilon_{C1})^2}{2w}} d\varepsilon \quad (5.14.)$$

$$I_3 = \int_0^{\varepsilon_{C1}} \frac{1}{2} AB \operatorname{th}(k_2(\varepsilon - \varepsilon_2)) d\varepsilon \quad (5.15.)$$

Az első integrál értéke egyszerűen kiszámítható (5.16. egyenlet).

$$I_1 = \int_0^{\varepsilon_{C1}} \left(\sigma_0 + \frac{1}{2} AB \right) d\varepsilon = \left(\sigma_0 + \frac{1}{2} AB \right) \varepsilon_{C1} \quad (5.16.)$$

A második integrál tekintetében felhasználjuk, hogy

$$\int_0^{+\infty} e^{-\varepsilon^2} d\varepsilon = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \quad (5.17.)$$

és ha ε_{C1} jóval nagyobb, mint ε_{C2} (ami a szintaktikus fémhaboknál általánosan fennáll), akkor a második integrál értéke becsülhető a változók felcserélésével, vagyis

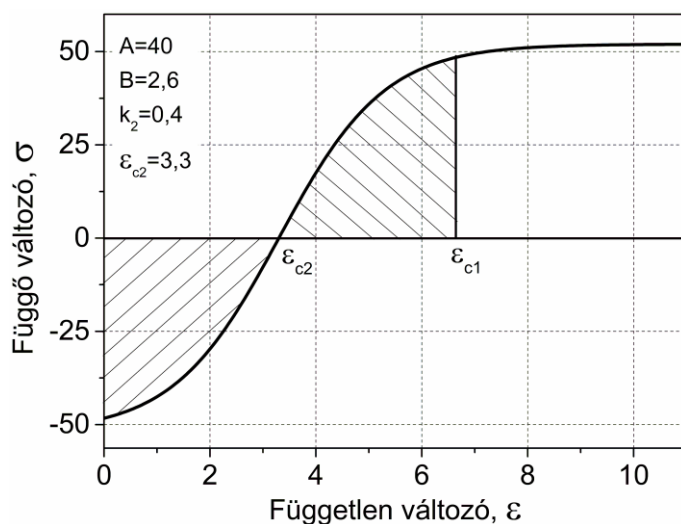
$$I_2 = A \sqrt{\frac{\pi w}{2}} \quad (5.18.)$$

A harmadik integrál kiszámítását a grafikus megközelítés könnyítette meg. Ennek bemutatására az integrálandó függvény grafikonját az 5.7. ábra mutatja be. Az 5.7. ábra sraffozott részei kiegyenlítik egymást, területük azonos, de előjelük különböző, így integráljuk zérus. Ennek következtében a harmadik integrál értéke közelítőleg meghatározható az alábbi összefüggéssel:

$$I_3 \approx \frac{1}{2} AB (\varepsilon_{C1} - 2\varepsilon_{C2}) \quad (5.19.)$$

Megjegyzem, hogy a harmadik integrál értéke analitikusan is kifejezhető a következő, jóval bonyolultabb formában (5.20. egyenlet).

$$I_3 = \frac{B}{2k_2} (\ln(\operatorname{ch}(k_2(\varepsilon_{c1} - \varepsilon_{c2}))) - \ln(\operatorname{ch}(-k_2\varepsilon_{c2}))) \quad (5.20.)$$



5.7. ábra A harmadik integrál grafikus megközelítése

Az előzőleg meghatározott három részintegrált összegezve megkapjuk a törési energiát, amely tehát összességében az 5.21. egyenlet összefüggésével számítható.

$$W_c = \sigma_0 \varepsilon_{c1} + A \left(\sqrt{\frac{\pi W}{2}} + B(\varepsilon_{c1} - \varepsilon_{c2}) \right) \quad (5.21.)$$

A számított eredményeket a törési energia is összevetettük a mért eredményekkel, az összehasonlítás eredményét az 5.5. táblázat mutatja be. Ezzel a szintaktikus fémhabok legfontosabb karakterisztikus mechanikai jellemzőit kifejeztük a görbeillesztések paramétereivel.

5.2. táblázat A nyomószilárdság számított és mért értékeinek összevetése

Fémhab típus	Mért σ_c (MPa)	Számított σ_c (MPa)	Eltérés (MPa)	Eltérés (%)	R^2
Al99,5-SL-H/D=1	204,1±2,4	203,3	0,8	0,4	0,992
Al99,5-SL-H/D=1,5	176,7±6,5	179,5	-2,8	-1,6	0,990
Al99,5-SL-H/D=2	103,1±7,9	94,6	8,5	8,3	0,992
AlSi12-SL-H/D=1	173,6±4,4	169,7	3,9	2,2	0,991
AlSi12-SL-H/D=1,5	166,2±6,7	170,2	-4,0	-2,4	0,996
AlSi12-SL-H/D=2	165,4±7,8	168,7	-3,3	-2,0	0,999
AlMgSi1-SL-H/D=1	157,9±3,3	157,2	0,7	0,5	0,994

A táblázat a következő oldalon folytatódik.

5.3. táblázat A nyomószilárdság számított és mért értékeinek összevetése (folytatás)

Fémhab típus	Mért σ_c (MPa)	Számított σ_c (MPa)	Eltérés (MPa)	Eltérés (%)	R ²
AlMgSi1-SL-H/D=1,5	153,5±3,3	153,4	0,1	0,1	0,996
AlMgSi1-SL-H/D=2	173,8±3,1	176,1	-2,3	-1,3	0,998
AlCu5-SL-H/D=1	193,1±5,8	198,0	-4,9	-2,6	0,997
AlCu5-SL-H/D=1,5	232,2±0,3	245,8	-13,6	-5,8	0,996
AlCu5-SL-H/D=2	226,6±1,5	238,3	-11,7	-5,2	0,996

5.4. táblázat A törési alakváltozás számított és mért értékeinek összevetése

Fémhab	Mért ϵ_c (%)	Számított ϵ_c (%)	Eltérés (%)	Eltérés (%)	R ²
Al99,5-SL-H/D=1	10,26±0,22	10,39	-0,13	-1,27	0,992
Al99,5-SL-H/D=1,5	6,83±0,09	6,74	0,09	1,32	0,990
Al99,5-SL-H/D=2	3,46±0,21	3,65	-0,19	-5,49	0,992
AlSi12-SL-H/D=1	9,19±0,05	8,96	0,23	2,50	0,991
AlSi12-SL-H/D=1,5	6,91±0,16	6,41	0,50	7,24	0,996
AlSi12-SL-H/D=2	5,55±0,29	5,86	-0,31	-5,59	0,999
AlMgSi1-SL-H/D=1	4,14±0,10	4,04	0,10	2,42	0,994
AlMgSi1-SL-H/D=1,5	3,10±0,24	2,94	0,16	5,16	0,996
AlMgSi1-SL-H/D=2	3,22±0,25	3,51	-0,29	-9,01	0,998
AlCu5-SL-H/D=1	3,60±0,15	3,56	0,04	1,11	0,997
AlCu5-SL-H/D=1,5	3,26±0,08	3,22	0,04	1,23	0,996
AlCu5-SL-H/D=2	2,67±0,12	2,57	0,10	3,75	0,996

5.5. táblázat A szerkezeti merevség számított és mért értékeinek összevetése

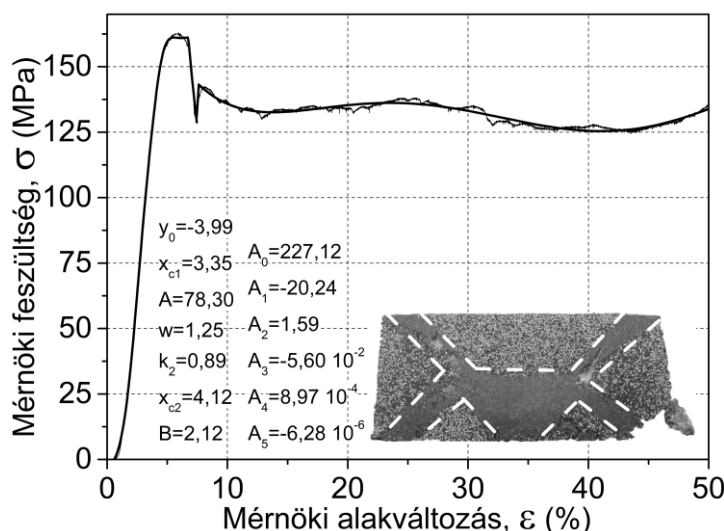
Fémhab	Mért S (MPa)	Számított S (MPa)	Eltérés (MPa)	Eltérés (%)	R ²
Al99,5-SL-H/D=1	2180±68	2089	91	4,17	0,992
Al99,5-SL-H/D=1,5	2960±56	3080	-120	-4,05	0,990
Al99,5-SL-H/D=2	3390±84	3650	-260	-7,67	0,992
AlSi12-SL-H/D=1	2100±77	2253	-153	-7,29	0,991
AlSi12-SL-H/D=1,5	2840±21	2644	196	6,90	0,996
AlSi12-SL-H/D=2	3500±78	3252	248	7,09	0,999
AlMgSi1-SL-H/D=1	4810±95	4591	219	4,55	0,994
AlMgSi1-SL-H/D=1,5	6390±67	5909	481	7,53	0,996
AlMgSi1-SL-H/D=2	8490±59	7870	620	7,30	0,998
AlCu5-SL-H/D=1	5850±59	6210	-360	-6,15	0,997
AlCu5-SL-H/D=1,5	8130±51	7898	232	2,85	0,996
AlCu5-SL-H/D=2	10160±94	9658	502	4,94	0,996

5.6. táblázat A törési energia számított és mért értékeinek összevetése

Fémhab	Mért W_c (Jcm ⁻³)	Számított W_c (Jcm ⁻³)	Eltérés (Jcm ⁻³)	Eltérés (%)	R ²
Al99,5-SL-H/D=1	1158,8±33,6	1263,5	-104,7	-9,04	0,992
Al99,5-SL-H/D=1,5	678,9±25,7	671,4	7,5	1,11	0,990
Al99,5-SL-H/D=2	223,1±26,1	245,9	-22,8	-10,20	0,992
AlSi12-SL-H/D=1	870,8±38,5	893,9	-23,1	-2,65	0,991
AlSi12-SL-H/D=1,5	650,9±37,3	678,2	-27,3	-4,19	0,996
AlSi12-SL-H/D=2	519,5±31,1	497,8	21,7	4,18	0,999
AlMgSi1-SL-H/D=1	392,5±24,4	399,8	-7,3	-1,85	0,994
AlMgSi1-SL-H/D=1,5	288,6±41,8	312,7	-24,1	-8,33	0,996
AlMgSi1-SL-H/D=2	378,8±33,0	378,2	0,6	0,16	0,998
AlCu5-SL-H/D=1	391,1±26,7	422,1	-31,0	-7,91	0,997
AlCu5-SL-H/D=1,5	409,2±46,6	424,8	-15,6	-3,80	0,996
AlCu5-SL-H/D=2	285,6±34,4	268,3	17,3	6,06	0,996

5.4.2 Tönkremeneteli módok, a nyomóvizsgálati görbék jellegzetességei

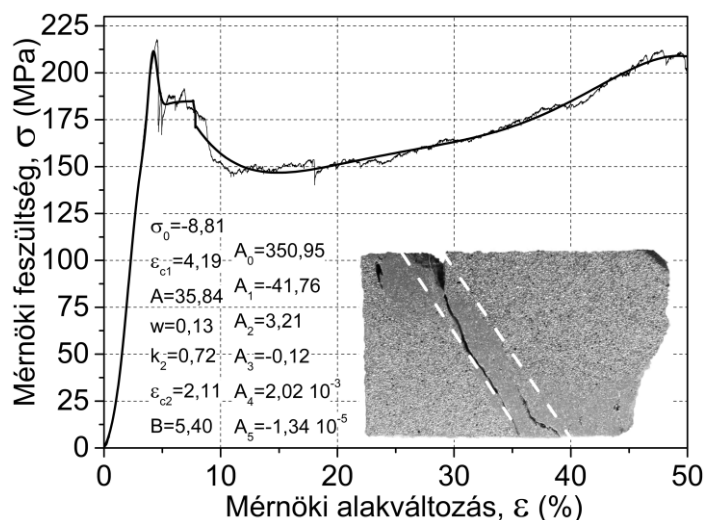
A nyomóvizsgálati görbék második („platós”) szakaszát vizsgálva több lehetőséget vettünk számításba az egyenes illesztésétől kezdve a magasabb fokú polinomokig, mivel a nyomóvizsgálati görbe ezen szakasza a tönkremenetel módjától függően több formát is mutathat, három alcsoportba sorolva: (i) konstans, (ii) emelkedő és (iii) völgyyszerű. Az 5.8. ábra mutatja be a legegyszerűbb példát, amikor a platós szakasz kvázi állandó.



5.8. ábra Kvázi állandó platós szakaszú szintaktikus fémhab nyomóvizsgálati görbéje

Ennél a tönkremenetelnél a próbatest tetején és alján is nyomási kúpok keletkeztek. A tönkremenetel a nyomási kúpok között indult meg: először néhány gömbhéj törött el, majd a tömörödés folytatásaként a tönkrement zóna növekedett, lencse alakú, intenzíven tömörödött térfogat alakult ki. A nyomási kúpok felülete mentén törési sáv jött létre, amelyben repedések jelentek meg. A zömítés és a tönkremenetel előrehaladtával a tönkremeneteli zóna és sávok egyre vastagabbá váltak. A gömbhéjak sorozatos

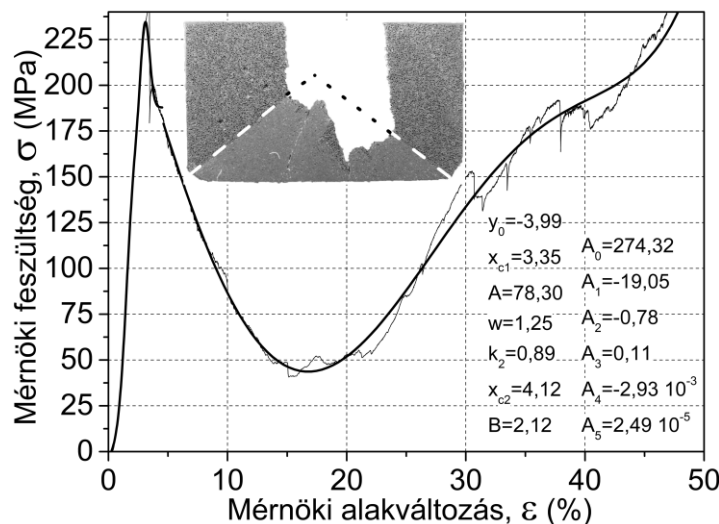
tönkremenetele biztosította a nagy platófeszültséget és elnyelt mechanikai energiát. Ez a törési kép a $H/D=1$ karcsúságú próbatestekre volt a legjellemzőbb és kihasználtsági, hatékonysági szempontból is a legkedvezőbb, mivel a próbatestnek csaknem az egész térfogata tömörödött, így az 50%-os mérnöki alakváltozásig folytatott nyomóvizsgálat során az anyag minden része részt vett a teherviselésben és az energiaelnyelésben. A közel konstans feszültségértéktől eltérően a platós szakasz emelkedő tendenciát is mutathat (5.9. ábra).



5.9. ábra Emelkedő platós szakaszú szintaktikus fémhab nyomóvizsgálati görbéje

Ez a tönkremeneteli mód a nagyobb karcsúságú ($H/D=1,5$) szintaktikus fémhabokra volt jellemző és egy határozott törési sáv megjelenésével zajlott le. A törési sávot a próbatestben kialakuló, a terhelés irányával $\sim 45^\circ$ -ot bezáró nyíró igénybevétel hozta létre. A repedés létrejöttékor először egy gömbhéjsor sérült, amely mentén a próbatest kettéhasadt. A zömítés folytatásával a törési sáv vastagodott és terjedt. Egy kritikus pontot elérve a próbatestfelek egymáson csúszni kezdtek és ez a folyamat jelentős mennyiségű mechanikai energiát emésztett fel, annak ellenére, hogy a próbatestfelek csúszási sávtól távolabb eső részében a gömbhéjak épek maradtak. Ez a jelenség megerősíti a szintaktikus fémhabok sérülésállóságát és sérüléslokalizáló képességét és egyben azt is mutatja, hogy ilyenkor nem teljes az anyag kihasználtsága, hiszen maradnak ép részek, amelyek további energiát tudnának elnyelni (lásd később, a gátolt alakváltozási állapotot). Érdemes megjegyezni, hogy míg tömör, homogén próbatesteknél az intenzív nyíródás a $H/D=2,4$ -es karcsúság felett jelentkezik, addig a szintaktikus fémhaboknál ez a hatás már $1,5$ -es karcsúságnál is jelentkezett, feltehetőleg a kerámia töltőanyag hiba- és nyírásérzékenysége miatt.

Völgyszerű feszültség – alakváltozás diagramokat (5.10. ábra) a legnagyobb, $H/D=2$ karcsúságú próbatestek zömítésekor rögzítettünk. A vizsgálat során a próbatest valamelyik végén egy domináns, erősen alakváltozott nyomási kúp alakult ki. Az alakváltozás miatt a kúp keményedett és a zömítés folytatásával járulékos, radiális irányú komponensű erők léptek fel a nyomási kúp felületén. A járulékos erők hatására a próbatestek három, vagy négy darabba hasadtak. Ebben a pillanatban nagymértékű feszültségesés jelentkezett, a próbatestrészek további zömítésével aztán a feszültség ismét növekedni kezdett.



5.10. ábra Völgyszerű platós szakaszú szintaktikus fémhab nyomóvizsgálati görbéje

A görbetípusok imént részletezett csoportosítása nyomán a második szakasz leírására az ötöd fokú polinom mutatkozott a legkézenfekvőbbnek az alábbi formában (5.22. egyenlet).

$$\sigma = A_0 + A_1 \varepsilon + A_2 \varepsilon^2 + A_3 \varepsilon^3 + A_4 \varepsilon^4 + A_5 \varepsilon^5 \quad (5.22.)$$

Lehetséges, hogy nagyobb fokú polinomok jobb illeszkedést biztosítanak, de ez a formula elégséges módon leköveti az összes tapasztalt variációt, változást és fluktuációt a második szakaszra vonatkozóan. Mivel a második szakasz a teljes energiaelnyelés és a tönkremeneteli mód szempontjából fontos, nem elemeztük tovább. Megjegyzem, hogy a szintaktikus fémhabok nyomóvizsgálati görbéinek jelen, tisztán matematikai leírásán túlmutató, fizikai alapokon nyugvó elemzése folyamatban van.

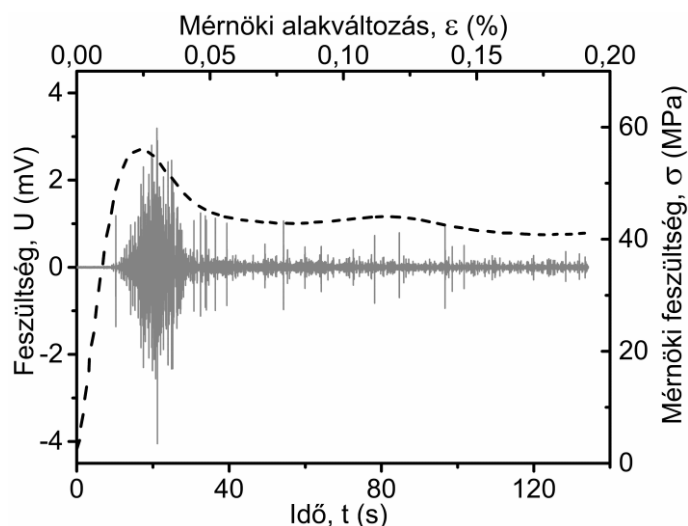
5.5 A szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági modulusza

Ebben a fejezetben a szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági moduluszának meghatározásával kapcsolatos problémákat és lehetséges eljárásokat foglalom össze (effektív rugalmassági modulusz alatt értem itt annak a testnek a rugalmassági moduluszát, amely a vizsgált kompozitot homogén, izotrop testként helyettesíti). Elemzem a nyomóvizsgálat során lejátszódó alakváltozási mechanizmusokat és az effektív rugalmassági modulusz számítással történő becslésének, valamint mérésének (modális analízis) lehetőségeit.

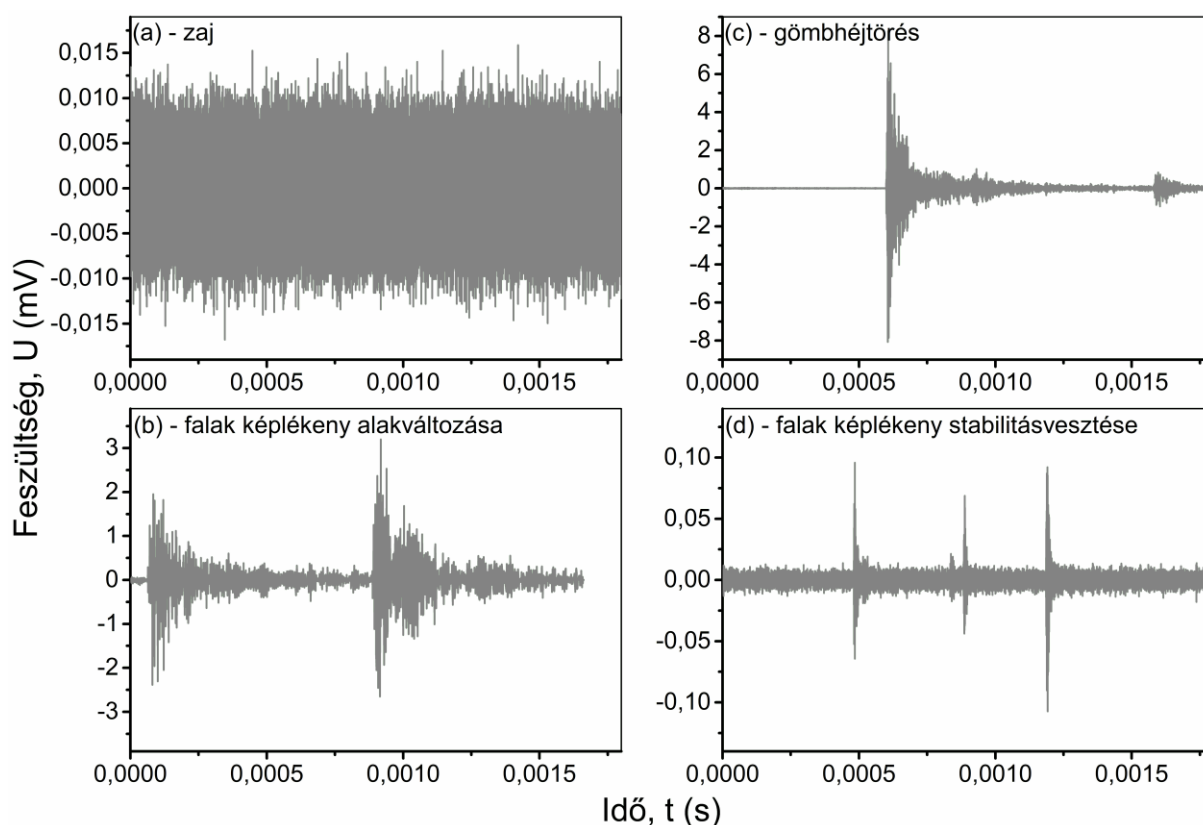
5.5.1 A szintaktikus fémhabok alakváltozási mechanizmusai

Érdekes kérdéskör a szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági moduluszának meghatározása. Ahogy arra már a vizsgálati módszerek és a karakterisztikus anyagjellemzők tárgyalásánál felhívtam a figyelmet ez nem azonos a nyomóvizsgálatok során mérhető szerkezeti merevséggel, amely – mint ahogy azt a neve is mutatja – egy, a szintaktikus fémhabok szerkezetétől, felépítésétől függő jellemző. Az effektív rugalmassági modulusz mérésének legnagyobb problémáját az okozza, hogy már igen kis terheléseknél is megindul a

gömbhéjak közötti vékony mátrixanyag falak képlékeny alakváltozása. Erre közvetlen bizonyítékokat szolgáltatnak a szintaktikus fémhabok nyomóvizsgálataival párhuzamosan végzett akusztikus emissziós vizsgálatok eredményei. Ezeket a vizsgálatokat az ELTE Anyagfizikai Tanszékén végeztük el Dr. Kádár Csilla vezetésével Al99,5-GC-O típusú fémhabokon [13]. A rögzített akusztikus emissziós jeleket és a feszültség – alakváltozás görbét az 5.11. ábra mutatja be. Az alakváltozási folyamat nyomon követésére az akusztikus emissziós jeleket klaszterekbe rendeztük, ehhez az itt nem részletezett ASK módszert alkalmaztuk (röviden lásd [13]). Az eljárás segítségével négy jellemző klasztert különítettünk el (5.12. ábra).

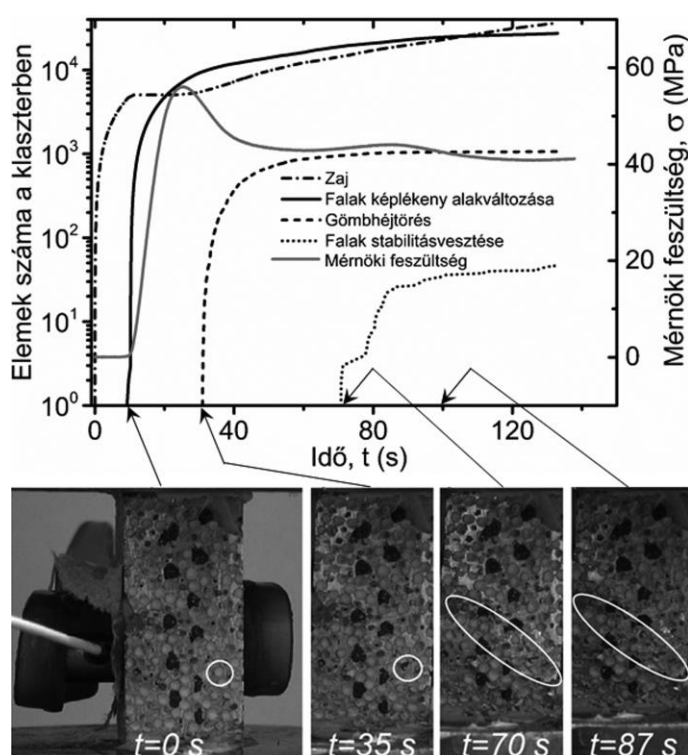


5.11. ábra A szinkronban mért akusztikus emissziós és feszültség – alakváltozás görbe



5.12. ábra Az alakváltozási mechanizmusok klasztereinek amplitúdó – idő diagramjai

Az 5.12. ábrán minden klaszter mindegyik egy-egy jellemző alakváltozási mechanizmushoz kapcsolódik: (i) zaj: ez a jeltípus a deformációt megelőzően a háttérzajból, a deformáció előrehaladtával pedig a külső- és belső súrlódásokból (például egy elváló gömbhéj és a mátrixanyag között) eredt. Jellemzően kis energiájú jelekből állt és folytonosan jelentkezett (5.12a. ábra). (ii) a gömbhéjak közötti mátrixanyag falak képlékeny alakváltozása: ennek a jeltípusnak a számossága már az alakváltozás kezdetén, kis terheléseknél erősen megnövekedett. Ezt a szakaszt az akusztikus emissziós jelek hirtelen kitörése jellemezte (feltételezhetően a lavinaszerű diszlokációmozgás okozta hirtelen alakváltozások miatt, 5.12b. ábra). (iii) a gömbhéjak törése: ez a jeltípus a törési szilárdság elérése után jelentkezett. A klasztert széles energiatartomány és hirtelen felfutó energiacsúcsok jellemezték (5.12c. ábra). (iv) a gömbhéjak közötti mátrixanyag falak stabilitásvesztése: ez a klaszter a nagyobb alakváltozások tartományában jelentkezett és a károsodási zónában megjelenő tartásukat, stabilitásukat elvesztő gömbhéjak közötti falrészekhez volt kapcsolható (5.12d. ábra). Az egyes klaszterekhez tartozó jelek számosságának klaszterenkénti rendszerezését mutatja be az 5.13. ábra. Az eredmények elemzéséből arra következtettünk, hogy a fő alakváltozási mechanizmus a gömbhéjak közötti fal képlékeny alakváltozása, amely már az alakváltozás legelején, igen kis terheléseknél, a folyáshatár töredékénél megjelenik.



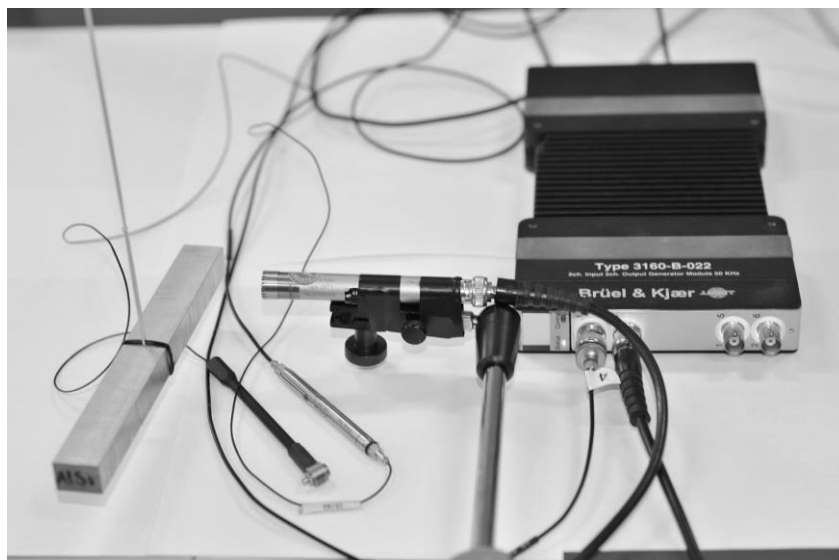
5.13. ábra Az egyes alakváltozási mechanizmusokhoz tartozó klaszterek jeleinek számossága a feszültség – alakváltozás görbével összhangban

A képlékeny alakváltozás jelei a gömbhéjak közötti vékony falakban megjelenő, helyileg koncentrált alakváltozásokból erednek, amelyet lágy mátrix és erős gömbhéjak párosítására más kutatók is megerősítettek különböző diffrakciós módszerekkel [70]. Ez közvetlen bizonyíték arra, hogy a nyomóvizsgálatok legelején is végbe mehet képlékeny alakváltozás, így

a mért szerkezeti merevség nem azonos az teljesen rugalmasságtani alapokon nyugvó rugalmassági moduluszal, amelyre a továbbiakban – lévén, hogy kompozitokról, tehát nem homogén testekről van szó – effektív rugalmassági modulusként fogok hivatkozni. A törési szilárdság elérése után a gömbhéjakra ható feszültség elegendő a gömbhéjak összetöréséhez. Ezzel párhuzamosan mind a súrlódásból eredő zaj, mind pedig a falak képlékeny alakváltozásból származó jeleinek száma folyamatosan növekszik. A falak képlékeny alakváltozásából származó jelek számának növekedése egyben arra is utal, hogy a károsodott zóna kiterjedőben van. Az alakváltozás előrehaladtával és a törési sáv megjelenésével egy időben a gömbhéjak közötti falak stabilitásvesztéséhez tartozó akusztikus események száma is növekedni kezdett. Az 5.13. ábrán jól elkülöníthetők az egyes alakváltozási mechanizmusok, mint például az első gömbhéj törés ($t=35$ s ábrarészlet bekarikázott gömbhéja), vagy a törési sáv ($t=70$ s ábrarészlet jelölt része) megjelenése.

5.5.2 A szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági modulusának mérése

A szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági modulusának mérése – mint az az előző fejezetből látható volt – csak igen kis terhelésekkel valósítható meg. Ennek egyik lehetséges módszere a rezgéstani alapokon nyugvó modális analízisen alapszik, amely elterjedt eljárás például a szerszámgépek rezgéstani sajátosságainak mérésében [129]. Mechanikai rendszerek modellezése során kezelni kell az általában több szabadsági fokú és ezért hagyományos koordinátarendszerekben csak körülményesen leírható rezgési tulajdonságokat. A modális analízis lényege és előnye az, hogy egy alkalmasan választott, absztrakt, úgynevezett modális koordinátarendszer segítségével az eredeti, lineárisnak feltételezett, térben kapcsolt dinamikájú rendszer „szétcsatolható” és a szétcsatolt rendszerek egymástól független, viszonylag egyszerűen leírható, egy szabadságfokú rendszerekként kezelhetők. Például, a háromdimenziós térben elmozdulással, vagy szögelfordulással értelmezett általános koordináták teréből áttérhetünk a lengésképek és modális koordináták terébe, ahol a modális paraméterek: a sajátkörfrekvencia, a csillapítási tényező és a lengésképek határozzák meg a mechanikai rendszer tulajdonságait. Matematikailag ez azt jelenti, hogy az egyensúlyi helyzet körüli linearizálást követően a probléma egy sajátérték sajátvektor feladattá minősül át, amelyet az – itt nem részletezett – elméleti modális analízis tárgyal. A szétcsatolt egyenlet külön modális koordinátánként megoldható. Ilyenkor tulajdonképpen egy adott térbeli pont fizikai elmozdulása helyett a meghatározott lengésképek (sajátvektorok) időben való nagyításával illetve kicsinyítésével és ezek lineáris kombinációjaként írjuk le a dinamikai rendszert. Az egyenletek megoldásához szükségünk van a modális paraméterekre, illetve a lengésképekre, amelyek meghatározásával a kísérleti modális analízis foglalkozik. Ennek során a modális koordinátákkal felírt, szétcsatolt egyenletrendszert a Fourier transzformáció segítségével frekvenciatartományba írják át, amely frekvencia átviteli függvénye kísérletileg, különböző gerjesztési módszerek segítségével mérhető és a modális paraméterek meghatározhatók. A modális paraméterek közül itt a sajátkörfrekvencia a legfontosabb, amely egy alkalmas modellen keresztül kapcsolatban áll a rugalmassági moduluszal. A mérésekhez alkalmazott berendezéseket és elrendezésüket az 5.14. ábra mutatja be.



5.14. ábra A modális analízishez kapcsolódó berendezések és a mérési elrendezés

A sajátfrekvencia méréséhez szükség volt egy olyan kalapácsra (modális kalapács, Brüel & Kjaer type 8203), amivel mérni lehet mekkora erővel ütöttük meg a tárgyat (vagyis rögzíteni lehet a gerjesztést). Szükség volt egy érzékeny mikrofonra (Brüel & Kjaer type 4189), amellyel rögzíthető volt a próbatest rezgése, mint a gerjesztésre adott válasz. Szükség volt továbbá egy alkalmas adatgyűjtőre (Brüel & Kjaer type 3050-B-060) és nem utolsósorban egy olyan szoftverre (Brüel & Kjaer Pulse Labshop), amivel a kalapácsból, és a mikrofonból érkező jeleket időben összehangoltan lehet rögzíteni, alkalmas az átviteli függvény kiértékelésére és így a modális paraméterek meghatározására. Ahhoz, hogy a rezgések kialakulhassanak és a számításokhoz alkalmazott peremfeltételek ismertek legyenek, továbbá a feltámasztási pontoknál fellépő érintkezésekből adódó csillapításokat kikerüljük, a próbatestet lágy gumiszalaggal függesztettük fel („lebegő, szabad-szabad rúd”). Ezt egy gyorskötözővel és több egymáshoz kötött gumival oldottuk meg. Erre azért volt szükség, mert így a rezgésnek lesz egy olyan komponense, ami a gumi lengéséből adódik, és hosszú gumiszalag alkalmazásánál ez a rezgés a kisebb frekvenciák felé fog tolódni és könnyen kiszűrhető. A próbatestek 170×25×15 mm méretű rudak voltak (két próbatest), a kiértékeléshez a Timoshenko-féle rúdelméletet alkalmaztuk. A rúd parciális differenciálegyenlete (5.23. egyenlet).

$$\rho A \ddot{z}(x, t) + I E z^{IV}(x, t) - \rho I \left(1 + \frac{E}{\kappa G} \right) \ddot{z}''(x, t) + \frac{\rho^2 I}{\kappa G} \ddot{\ddot{z}}(x, t) = 0 \quad (5.23.),$$

ahol $z(x, t)$ a rúd z irányú elmozdulása, A a rúd keresztmetszete, ρ a rúd sűrűsége, I a rúd keresztmetszetének másodrendű nyomatéka a hajlítás tengelyére a semleges szálon, E a rugalmassági modulusz, G a csúsztató rugalmassági modulusz és κ a Timoshenko-féle nyírási együttható. A differenciálegyenlet megoldásával, a rúd méreteinek, sűrűségének, illetve az első két sajátfrekvenciának az ismeretében számítható az effektív rugalmassági modulusz értéke. A méréssel kapott, sajátkörfrekvenciákból visszszámított effektív rugalmassági moduluszokat az 5.7. táblázat foglalja össze.

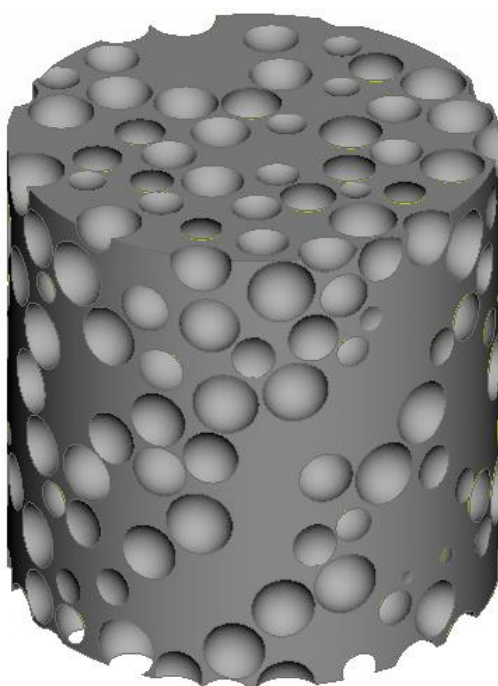
5.7. táblázat A sajátfrekvencia mérésekből meghatározott effektív rugalmassági moduluszok

	Effektív rugalmassági modulusz, E_{eff} (GPa)			
	Tömör Al99,5	Tömör AlSi12	Al99,5-GC-O	AlSi12-GC-O
1. próbatest	72,29	77,86	22,54	25,72
2. próbatest	69,81	79,06	23,86	25,11

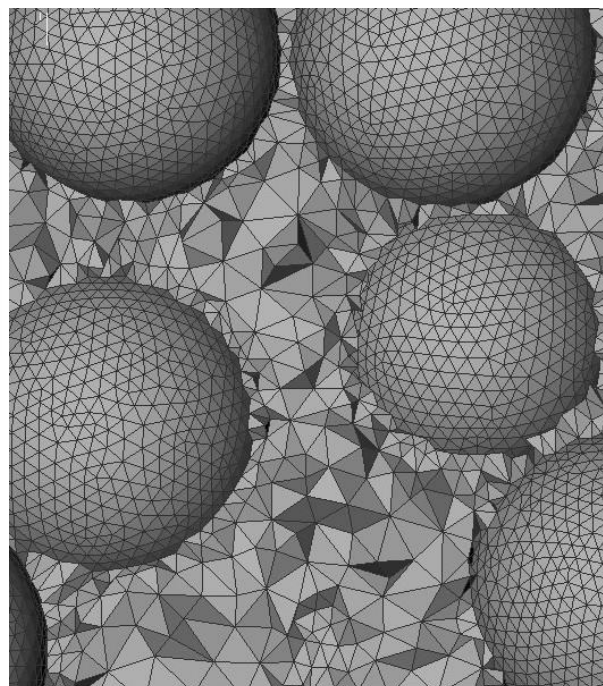
Az eredményekből megállapítható, hogy a mérések jó közelítéssel visszaadják a tömör próbatestek valós rugalmassági moduluszait, illetve, hogy a szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági moduluszai jellemzően egy nagyságrenddel nagyobbak a zömítéssel mérhető szerkezeti merevségnél.

5.5.3 A szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági moduluszának meghatározása végeselemes analízissel

A végeselemes analízis tekintetében két módon jártunk el. Egyrészt tökéletesen rugalmas alakváltozásra vonatkozóan elkészítettük a hengeres nyomóvizsgálati próbatest ($\varnothing 14 \times 14$ mm) valós, véletlenszerű gömbelhelyezkedést leíró modelljét, másrészt elvégeztük a modális analízis végeselemes vizsgálatát is. A végeselemes modellek megalkotásához készítettünk egy programot, ami véletlenszerűen helyezi el a gömbhéjakat egy adott térrészben. A programban beállítható, hogy egy újonnan lerakandó gömbhéj milyen messze legyen a többi gömbhéjtól. Annak érdekében, hogy minél valósághűbb legyen a modell, a gömbhéj átmérő értékeit véletlenszerűen hívjuk egy fájlból, amelyben 700 gömbhéj mikroszkópon mért átmérő értéke található meg (a gömbhéj átmérők Gauss-eloszlást követnek). A program eredménye egy szövegfájl, a gömbhéjak x, y, és z koordinátájával, illetve a hozzájuk tartozó átmérővel, és a gömbhéjak sorszámával. Ezek alapján a geometriai modell előállítható volt (5.15. ábra).



5.15. ábra A hengeres geometriai modell



5.16. ábra A végeselemes háló részlete

amit behálózunk. Az egész testre kiterjedő 3D-s végeleemes háló elemeinek száma ~4,5 millió tetraéder elemet tartalmazott (példaként lásd az 5.16. ábrát). Az előző pontban definiált végeleemes hálót importáltuk be az MSC Marc Mentat programba. Ezt követően létrehoztunk két síkot, amelyek a zömítésnél a szerszámot fogják helyettesíteni, ezeket merev testekként modelleztük. Az érintkezéseknél azt állítottuk be, hogy a mátrix és a lemezek között nincs súrlódás, tehát tökéletes a kenés, míg az önmagával való interakció során „glue” kontaktot, tehát tapadást adtunk meg. Különböző lépéslefutásokat készítettünk, a modellt kipróbáltuk mind adaptív mind fix időléptetéssel (az adaptív időléptetésnél a program választja meg, milyen időpillanatokban számolja ki az értékeket, míg a fix időléptetésnél csak a meghatározott időpillanatokban fogja ezt megtenni). Azt tapasztaltuk, hogy a fix időléptetéssel jobban kiértékelhető eredményeket kaptunk, ellenben valamivel tovább tartott a számítás, mint az adaptív lépésekkel. Az effektív rugalmassági modulusz meghatározását célzó törekvéseinknek megfelelően a kompozitot alkotó anyagok viselkedését lineárisan rugalmasra állítottuk be. A végeleemes számításokat több térkitöltés értékre is elvégeztük, ezek eredményeit foglalja össze az 5.8. táblázat.

5.8. táblázat A zömítővizsgálatok végeleemes modellezéséből meghatározott effektív rugalmassági moduluszok

Térkitöltés (tf%)	Effektív rugalmassági modulusz, E_{eff} (GPa)	
	Al99,5-GC-O	AlSi12-GC-O
0,0	70,00	78,00
7,3	60,86	67,81
15,8	51,09	56,92
29,3	38,37	42,76
44,7	26,50	29,53
54,2	18,59	20,71

A végeleemes vizsgálatok második felében, az előzőekben ismertetetthez hasonló módon felépített, a fizikai méréseknél alkalmazott próbatestek méretének megfelelő (170×25×15 mm befoglaló méretű), hasáb alakú modelleken, virtuális környezetben ismételtük meg a modális analízist. A végeleemes szimulációval végzett modális analízis során megkaptuk az első három hajlító és csavaró sajátfrekvenciát is. Ezeket a sajátfrekvenciákat behelyettesítve a Timoshenko-féle rúdelmélet alapján felállított számítási algoritmusba jutottunk az effektív rugalmassági modulusz értékekhez. A modális analízis végeleemes környezetben elvégzett vizsgálatából származó effektív rugalmassági moduluszokat az 5.9. táblázat foglalja össze.

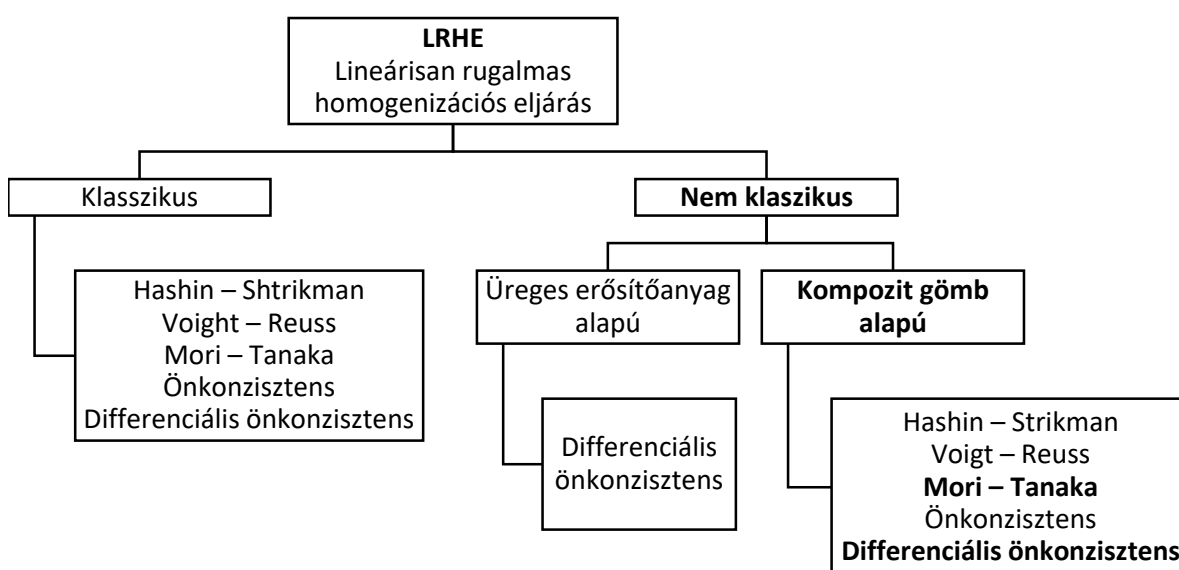
5.9. táblázat A modális analízis végeleemes modellezésének eredményei

	Effektív rugalmassági modulusz, E_{eff} (GPa)	
	Al99,5-GC-O	AlSi12-GC-O
1. próbatest	22,82	25,60
2. próbatest	22,81	25,68

Az eredményekből megállapítható, hogy a végeselemes környezetben, két modellezett próbatesten elvégzett vizsgálatok eredményei igen jó egyezést mutatnak a valós, fizikai modális analízis eredményeivel.

5.5.4 Az effektív rugalmassági modulusz számítása analitikus módszerekkel

Ebben a fejezetben a szakirodalomban rendelkezésre álló, rugalmasságtani alapokon nyugvó modellek alkalmazását mutatom be a szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági moduluszának meghatározásának céljából. A fejezetben nagyban támaszkodunk Bardella [120, 121, 123] és Marur [124-127] munkásságára. A munkáikban vizsgált modellek mind a lineárisan rugalmas homogenizációs eljárásoknak felelnek meg, az összes érintett modellt az 5.17. ábra foglalja össze.



5.17. ábra A homogenizációs modellek csoportosítása Bardella, valamint Marur nyomán

A klasszikus homogenizációs technikák azt feltételezik, hogy a mátrixanyagban lévő erősítőanyag térben egyenletesen elhelyezkedő, homogén részecskékből áll, amelyek a térben egyenletes és homogén alakváltozás mezőben vannak, ugyanakkor Bardella kimutatta, hogy a szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági modulusza csak akkor becsülhető kellő pontossággal, ha az erősítőanyagot heterogén közegeként modellezzük egy térben változó feszültség és alakváltozás mezőben (nem klasszikus homogenizációs technikák). A nem klasszikus homogenizációs modelleken belül az üreges erősítőanyagú modellben a rendszer háromfázisú: egy homogén környezet, a gömbhéj fala és a gömbhéjban lévő gáz alkotja. A kompozitgömbhéj modellben a rendszer négyfázisúvá válik, kiegészül egy mátrixanyagból álló héjjal. A négyfázisú, kompozit gömbhéj egységcellát tekintve a vizsgált analitikus számításokból két modellt emeltünk ki: a Mori-Tanaka féle becslést (MT) és a differenciális önkonzisztens becslést (DSC). Ezek az elméletek az effektív kompresszibilitási modulusz (K) illetve az effektív csúsztató rugalmassági modulusz (G) meghatározására törekedtek, amelyekből a rugalmasságtan alapösszefüggéseivel meghatározható az effektív rugalmassági modulusz. A matematikai levezetések nem részletezve a Mori-Tanaka becslés összefüggései:

$$K^{MT} = \frac{(1-f)K_m + f(1-\eta^3) \frac{3K_f K_m}{(3K_f + 4G_m)\alpha_m}}{f\eta^3 \frac{3K_m}{4G_m} - f(1-\eta^3) \frac{3(K_f - K_m)}{3K_f + 4G_m} + 1} \quad (5.24.)$$

és

$$G^{MT} = \frac{(1-f)G_m + f(1-\eta^3) \frac{G_m}{\left(1 + \frac{G_m(9K_m + 8G_m)}{6G_f(K_m + 2G_m)}\right)\beta_m}}{f\eta^3 \frac{6(K_m + 2G_m)}{9K_m + 8G_m} - f(1-\eta^3) \frac{G_f - G_m}{G_f + \frac{G_m(9K_m + 8G_m)}{6G_f(K_m + 2G_m)}} + 1} \quad (5.25.),$$

ahol, az alsó indexben az f a fal tulajdonságait jelöli, míg az m a mátrixanyagéra vonatkozó adatokat. Az α és a β tényezők meghatározhatók a kompresszibilitási moduluszból, valamint a csúsztató rugalmassági moduluszból az alábbi összefüggések szerint:

$$\alpha = \frac{3K}{3K + 4G} \quad (5.26.),$$

valamint

$$\beta = \frac{6(K + 2G)}{5(3K + 4G)} \quad (5.27.)$$

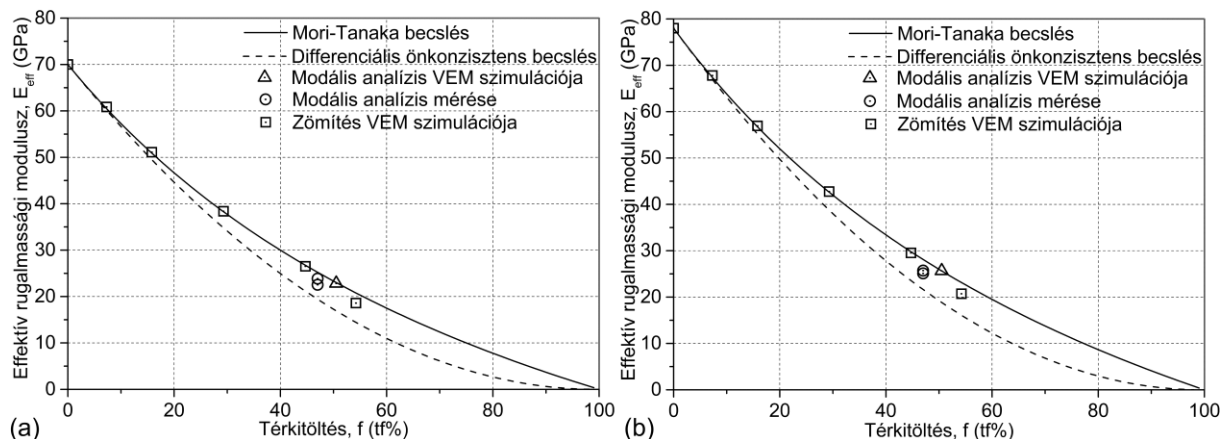
Ez a két egyenlet a másik, alábbiakban részletezett becslés modelljére is vonatkozik. A Mori-Tanaka modell a Hashin – Shtrikman-féle [130] megközelítésből vezethető le, amennyiben a gömbhéjakat övező homogén közeg moduluszának a mátrixanyag moduluszát helyettesítik. A differenciális önkonzisztens becslés összefüggései az alábbiak (5.28. és 5.29. egyenlet):

$$\frac{dK^{DSC}(s)}{ds} = \frac{1}{1-s} \left(\frac{(1-\eta^3)K^{DSC}(s)(K_f - K^{DSC}(s))}{K^{DSC}(s) + \alpha(s)(K_f - K^{DSC}(s))} + \frac{\eta^3 K^{DSC}(s)}{\alpha(s) - 1} \right) \quad (5.28.)$$

és

$$\frac{dG^{DSC}(s)}{ds} = \frac{1}{1-s} \left(\frac{(1-\eta^3)G^{DSC}(s)(G_f - G^{DSC}(s))}{G^{DSC}(s) + \beta(s)(G_f - G^{DSC}(s))} + \frac{\eta^3 G^{DSC}(s)}{\beta(s) - 1} \right) \quad (5.29.),$$

ahol s a térkitöltést leíró futó koordináta, amely 0 tf%-tól indul és kívánt térkitöltést leíró f tf%-ig fut. A differenciálegyenletek zárt alakban nem megoldhatók, a megoldásukhoz a Runge-Kutta módszert alkalmaztuk. A fenti módszerek nagy előnye, hogy alkalmazásukhoz csupán a szintaktikus fémhabot alkotó anyagok rugalmassági tulajdonságaira és az erősítőanyag (gömbhéjak) térkitöltésére van szükség. Végezetül összehasonlítottuk az Al99,5 és az AlSi12 mátrixanyagú, GC típusú gömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabok, különböző módszerekkel meghatározott effektív rugalmassági modulusz értékeit (lásd az 5.18. ábrát).



5.18. ábra Az effektív rugalmassági modulusz meghatározását célzó mérések és modellek összefoglaló diagramja (a) Al99,5 és (b) AlSi12 mátrixanyag

Az 5.18. ábra diagramjaiból látszik, hogy az analitikus becslések, a végelelemes modellek, valamint a fizikai kísérletek nagyon jó egyezést mutatnak. A fizikai kísérleteket (modális analízis) alapul véve a végelelemes modellek és az analitikus modellek közül a Mori-Tanaka becslés enyhén felül becslik az effektív rugalmassági moduluszt, míg a differenciális önkonzisztens módszer kissé nagyobb mértékű alul becslést ad eredményül.

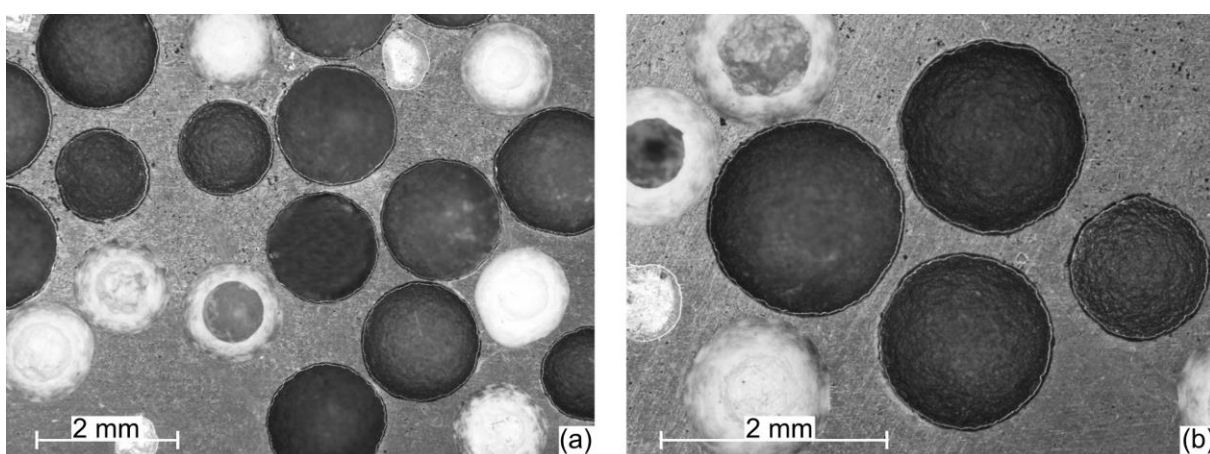
5.6 Hibrid szintaktikus fémhabok

Ebben a fejezetben a kutatómunka azon részét ismertetem, amelyet a hibrid szintaktikus fémhabok területén végeztem. Az előállított és vizsgált kompozitok két csoportba sorolhatók. Az első csoportban a gömbhéjak átlagos mérete azonos, de anyaga eltérő (GC és GM jelű gömbhéjak) [114, 115]. A második csoportban a gömbhéjak átlagos mérete eltérő (bimodális eloszlású), de anyaguk azonos (SL és GC jelű kerámia gömbhéjak). Mindkét csoportban – a gyártást segítő – a kis olvadáspontú AlSi12 ötvözet adta a mátrix anyagát.

5.6.1 Az eltérő anyagú gömbhéjakkal erősített szintaktikus fémhabok

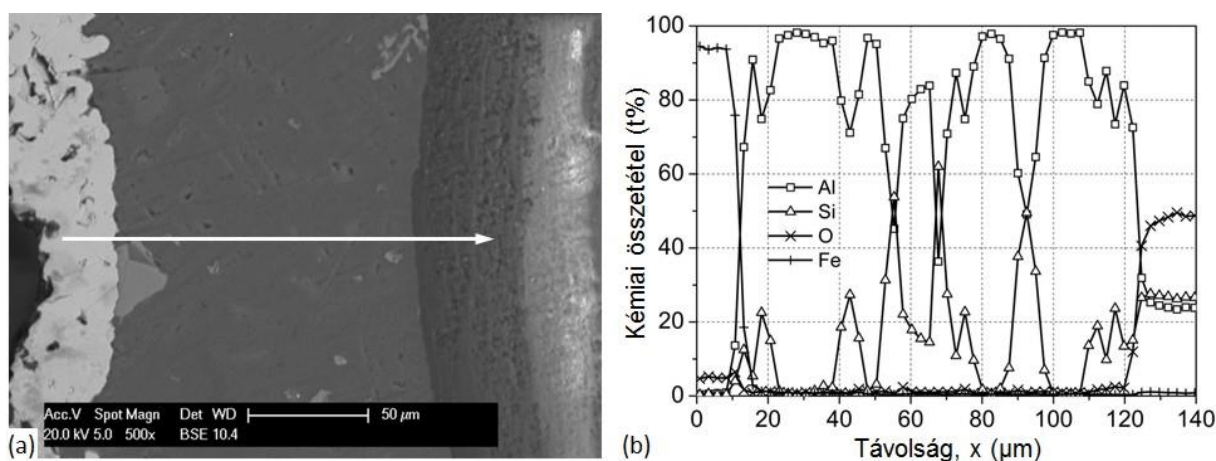
A hibrid szintaktikus fémhabokba a 3.2. táblázat jelölése szerinti kerámia (GC) és vas (GM) anyagú gömbhéjakat építettünk be ~65 tf% mennyiségben. Ezt a gömbhéjhalmazt 100%-nak tekintve változtattuk a GC és GM gömbhéjak arányát 100%GC+0%GM megoszlástól kezdve egészen 0%GC+100%GM megoszlásig 20%-os lépésközzel. Az előállított kompozitokat először mikroszerkezeti vizsgálatoknak vetettük alá, ahol két fontos szempontot tartottunk szem előtt: egyrészt a kompozit minőségi megfelelőségét (elsősorban a nemkívánt porozitás mennyiségét), másrészt az erősítőanyag és a mátrixanyag közötti átmeneti határréteg tulajdonságait. A minősítést fénymikroszkópi megfigyelésekkel végeztük, egy példafelvételt mutat az 5.19. ábra. A felvételeken a világos területek a kerámia gömbhéjakat, a sötét területek a vas gömbhéjakat, a homogén, világosszürke területek pedig az AlSi12 mátrixot mutatják. A felvételek nagyon jó infiltrációs hatásfokot mutatnak, a gömbhéjak közötti kis résekbe is minden alkalommal behatolt az AlSi12 mátrix, a teljes terület kiértékelése után a nemkívánt porozitás mennyisége ~3%-ra tehető. Ugyanakkor törött és mátrixanyaggal

feltöltődött gömbhéjak nem látszanak. Az olvadt Al ötvözet a gömbhéjak szempontjából agresszív közeg. A kerámia gömbhéjak alkalmazásánál a (3.2. egyenlet) szerinti reakciót a mátrixanyag Si tartalma akadályozta. A vas gömbhéjaknál azonban több reakció is lejátszódhat, ezeket a 5.30-5.32. egyenletek írják le.



5.19. ábra 20%GC+80%GM erősítésű szintaktikus fémhabok csiszolatainak fénymikroszkópi képe

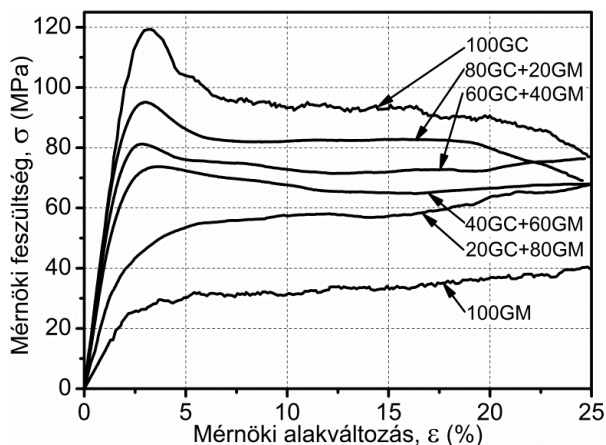
A fenti reakciók az átmeneti réteg vizsgálatát indokolják, amit célszerűen vonalmenti EDS vizsgálatokkal végeztünk (Philips XL-30 elektronmikroszkóp és EDAX Genesis energiadiszperzív röntgenspektrométer (EDS)), a gömbhéjak falára merőlegesen (5.20. ábra).



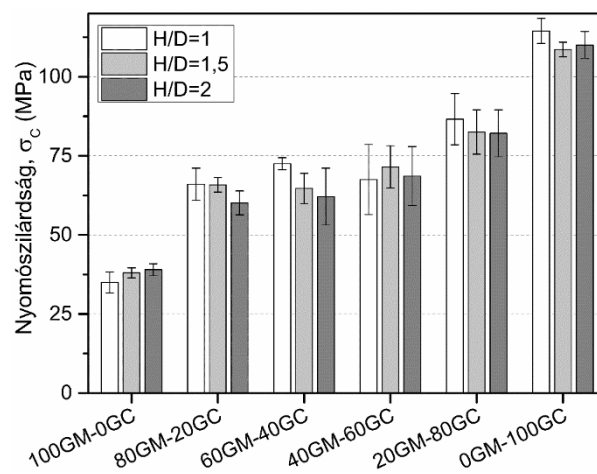
5.20. ábra 60%GC+40%GM tartalmú szintaktikus fémhabok vonalmenti EDS vizsgálata (a) SEM felvétel a vizsgálat vonalával és irányával és (b) a kémiai összetétel a vizsgálati táv (nyíl) függvényében

Az 5.20a. ábrarészlet a vizsgált terület visszaszórt elektronmikroszkópos felvételét mutatja. Az ábrarészlet bal szélén egy GM gömbhéj, a jobb szélén egy GC gömbhéj metszete figyelhető meg. A fehér nyíl pedig a vonalmenti EDS mérés útját és irányát mutatja. Az 5.20b. ábrarészleten a megtett út (x) függvényében az aktuális kémiai összetétel olvasható le. Az elektronmikroszkópi kép tökéletes infiltrációt mutat (a két gömbhéj közötti kisebb, mint 100 μm -es rést is kitöltötte a mátrix). A vizsgálat a vas gömbhéjból indult ki, ennek megfelelően az összetétel Fe és O (a felület kismértékű oxidációja okán) jelenlétét mutatta ki. A gömbhéjak között az Al volt a domináns, de több Si csúcs is kimutatásra került az ötvözet közel eutektikus összetétele okán. A mérés végeztével a kémiai elemek aránya a GC gömbhéjak falának kémiai összetételére állt be. Az átmeneti rétegek közelében a kémiai összetételben hirtelen ugrások voltak megfigyelhetők. Ezek a rövid tranziensek vékony átmeneti rétegekre utaltak. Az átmeneti rétegek vastagsága megbecsülhető a Fe és az O elemek mért pontjaira illesztett görbék deriváltjainak meredekség változásaiból. Az átmeneti réteg a GM gömbhéjak felületének közelében átlagosan 5 μm -re, a GC gömbhéjaknál átlagosan 7 μm -re adódott.

A mechanikai tulajdonságokra áttérve, a különböző arányú GC és GM gömbhéjakat tartalmazó, oldó hőkezelt állapotban vizsgált szintaktikus fémhabok jellegzetes feszültség – alakváltozás görbéit az 5.21. ábra mutatja be. Az ábrán megfigyelhető, hogy a GC gömbhéjak hányadának növelése a mechanikai tulajdonságokat a kedvező irányba befolyásolta. A mérési eredményeket a karcsúság hatásának vizsgálatával is kiegészítettük. A nyomószilárdság értékeket az 5.22. ábra részletezi.



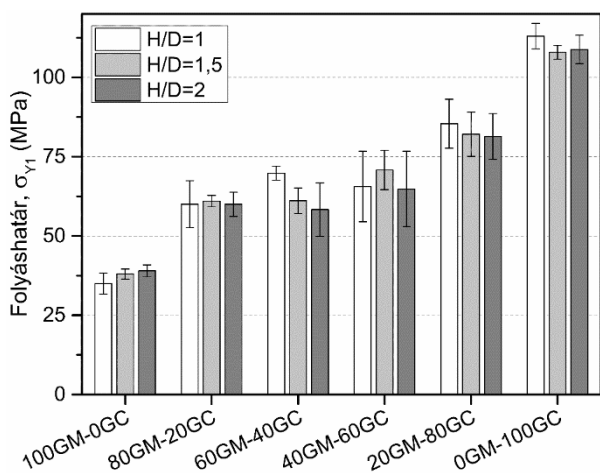
5.21. ábra Hibrid szintaktikus fémhabok feszültség – alakváltozás görbéi



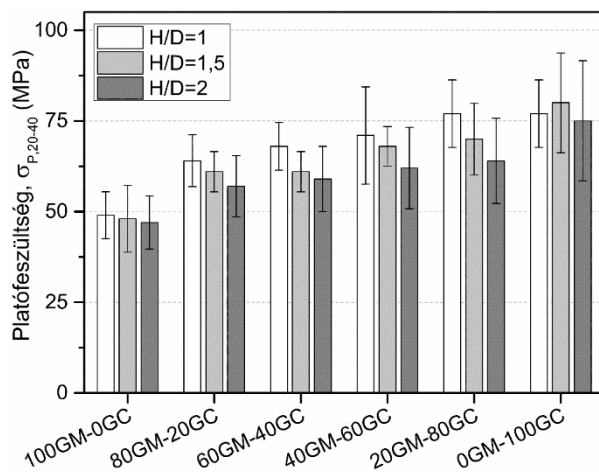
5.22. ábra A nyomószilárdság változása a vizsgálati változók függvényében

A 100% GM gömbhéjakkal töltött fémhaboknál nem volt leolvasható nyomószilárdság érték (lokális csúcs a feszültség – alakváltozás görbében), ezért az ábrán összehasonlításképp a folyáshatár értéke szerepel. A szilárdságértékekben megfigyelhető néhány trend: a kisebb H/D viszonyú próbatestek nyomószilárdsága nagyobb, és a nyomószilárdság a kerámia GC gömbhéjak arányának növekedésével nő. A nyomószilárdság növekedésének mértéke a szóráson belül állandó és egyenletes volt: ahogy a képlékeny GM gömbhéjak aránya csökkent, úgy csökkent a nyomószilárdság változása is, a H/D aránytól függetlenül. A tisztán kerámia

gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhaboknál ugrás figyelhető meg a nyomószilárdság növekedésben, mivel a GC kerámia gömbhéj rideg és a kompozit már nem tartalmazott képlékeny, GM típusú gömbhéjakat (a képlékeny alakváltozási lehetőség megszűnt). A folyáshatár értékeknél (5.23. ábra) is pontosan ezek a tendenciák figyelhetők meg, vagyis a kisebb H/D arányú próbatestek és a több kerámia gömbhéjat tartalmazó próbatestek folyáshatára nagyobbra adódott. A platófeszültségeket tekintve (5.24. ábra) jóval kisebb eltérés látható az egyes hibrid szintaktikus fémhabok között, viszont a szórásértékek jóval nagyobbak voltak az egyes görbék terheléslefutásaiban mutatkozó eltérések miatt, ez megfigyelhető az egyes görbék platós szakaszaiban is (5.21. ábra). A H/D viszony növekedésével csökkenő szilárdság a platófeszültségekben is megfigyelhető volt.

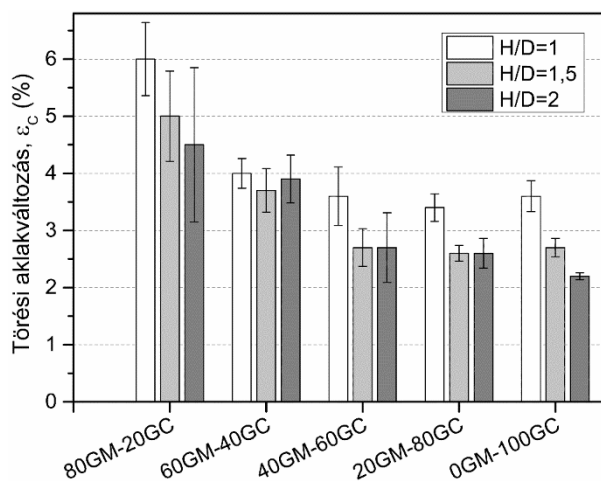


5.23. ábra A folyáshatár változása a gömbhéjak aránya és a karcsúság függvényében

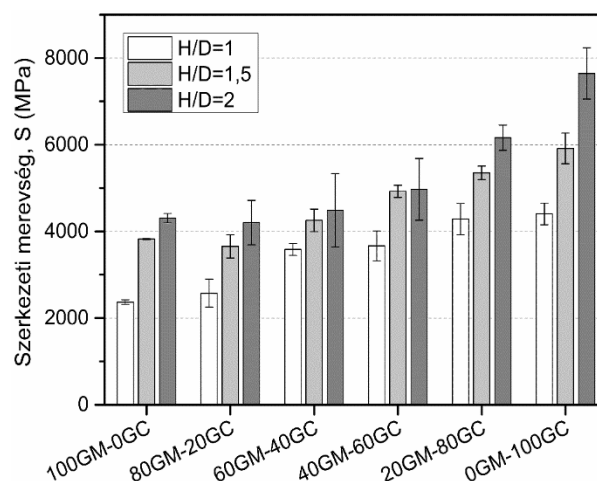


5.24. ábra A platófeszültség változása a gömbhéjak aránya és a karcsúság függvényében

A tiszta GM gömbhéj erősítésű kompozitok „hagyományos” fémhabként viselkedtek. Nem volt kifejezett nyomószilárdságuk (5.21. ábra) viszont a folyamatos terhelés során hosszú és közel állandó feszültségértékű plató volt megfigyelhető a feszültség – alakváltozás görbéikben és teljesen képlékeny alakváltozást mutattak. Ahogy a GC gömbhéjak aránya nőtt, egyre inkább a rideg törési mód (egy, vagy két éles törési sávval jelentkező hasadás) vált hangsúlyossá. Ezt a tendenciát a törési alakváltozás is alátámasztotta (5.25. ábra). Ahogy a rideg, GC típusú gömbhéjak aránya nőtt, a törési alakváltozás úgy csökkent és a törési mód egyre ridegebbé, egyre inkább hasadásos jellegűvé vált. A H/D viszony növekedésével szintén csökkent a törési alakváltozás mértéke: ahogy a kihajlási veszélyből adódó nyírási hatás egyre intenzívebbé vált a H/D viszony növekedésével, a törés annál előbb következett be. Ez a hatás a nagyobb GC tartalomnál még inkább hangsúlyossá vált, mivel a kerámiák érzékenyebbek a nyíró igénybevételre. A szerkezeti merevség éppen ellenkezőleg alakult (5.26. ábra). A legnagyobb szerkezeti merevség, a legnagyobb GC tartalomnál és a legnagyobb H/D viszony mellett volt mérhető. A H/D viszony hatása a szerkezeti merevségre közel lineáris, a GC tartalom növekedésével viszont közel exponenciálisan növekedett a merevség.

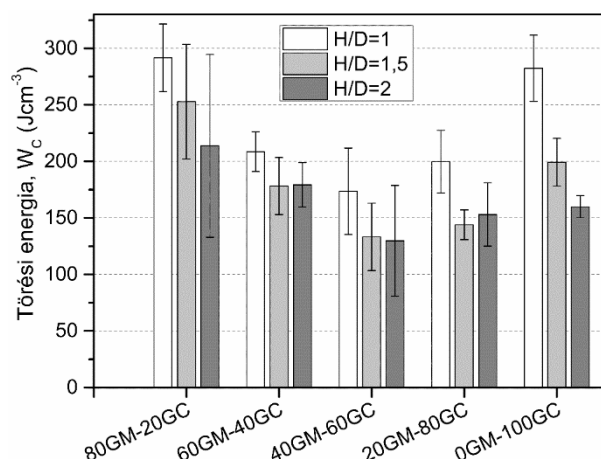


5.25. ábra A törési alakváltozás változása a gömbhéjak aránya és a karcsúság függvényében

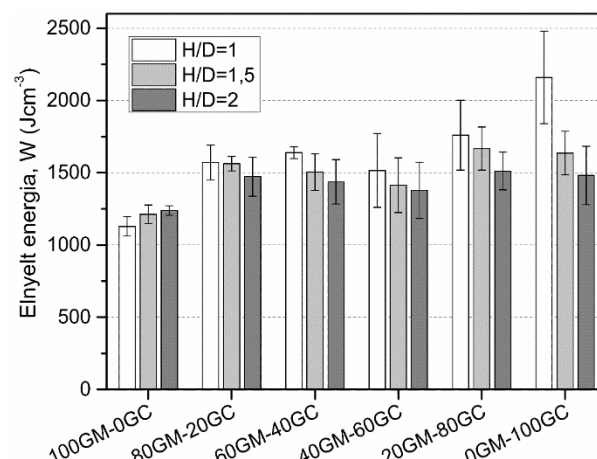


5.26. ábra A szerkezeti merevség változása a gömbhéjak aránya és a karcsúság függvényében

A szintaktikus fémhabok felhasználásánál az elnyelt energiaértékek is fontosak, mert ez a tulajdonságuk meghatározó azokban az alkalmazásokban, ahol egy ütközés, vagy behatoló test energiáját kell elnyelni, csillapítani. A törési alakváltozásig elnyelt energia a törési energia, amelynek értékeit az 5.27. ábra mutatja. A törési energia értékek a tiszta GC erősítésnél nagyok, mivel a nagy szilárdságú kerámia anyagú gömbhéjak nagy nyomószilárdságot biztosítottak és így az elnyelt energia is nagynak adódott. Ahogy a kisebb teherbíró képességű, képlékenyebb GM típusú gömbhéjak beépültek a rendszerbe, a törési energia értékek csökkentek, ez a folyamat ~40% GM tartalomig tartott. Majd a GM tartalom további növekedésével a törési energia értékek újra növekedtek, mivel a vasgömbhéjak képlékeny viselkedése került előtérbe, a szerkezeti merevség csökkent, a törési alakváltozás nőtt, tehát a nyomógörbén vett integrálási határ kitolódott, ami a törési energia növekedéséhez vezetett.



5.27. ábra A törési energia változása a gömbhéjak aránya és a karcsúság függvényében



5.28. ábra Az elnyelt energia változása a gömbhéjak aránya és a karcsúság függvényében

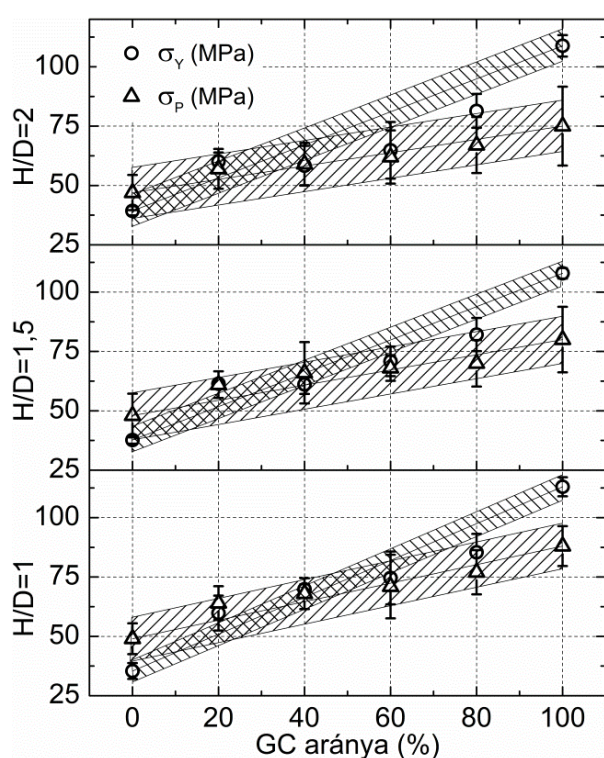
Kisebb mértékben, de hasonló viselkedés figyelhető meg a 25% alakváltozásig mért teljes elnyelt energiaértékek (5.28. ábra) változásában is. A változások kisebbek voltak, mivel

elsősorban a törési energiából adódtak és annak az összes elnyelt energiához viszonyított értéke kicsi. A tiszta GM erősítésnél kisebbnek adódott a teljes energia a kis nyomószilárdság és a kis platófeszültség értékek együttes hatása miatt.

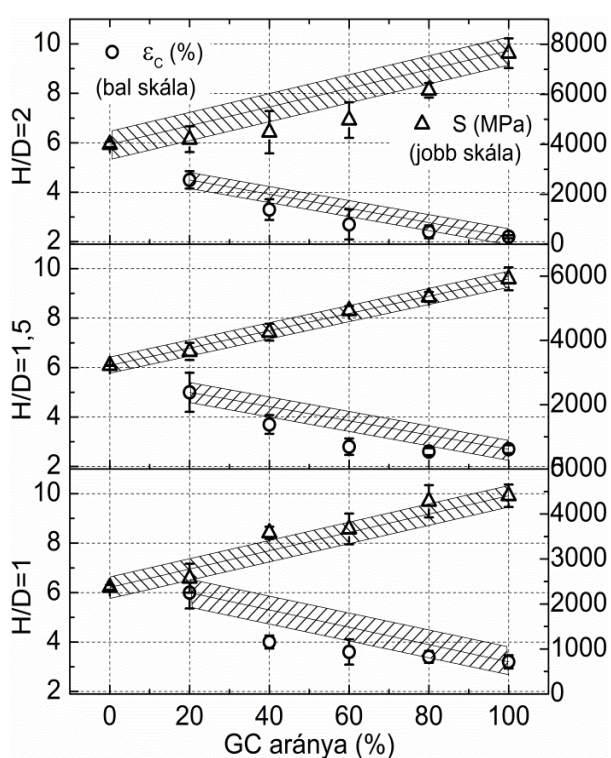
Ahogy azt az eddigi eredmények mutatják, a hibrid szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságai az alkotó gömbhéjak arányának változtatásával tág határok között változtathatók, vagyis tudatos tervezéssel a megvalósítani kívánt alkatrész előírt értékeihez beállíthatók („tailoring”). A kívánt értékek megvalósításához ugyanakkor szükség van a GC és GM gömbhéjak arányának megbecslésére, amelyre legegyszerűbb közelítésként az 5.33. egyenlet alkalmazható.

$$P_{\text{hibrid}} = CP_{\text{GC}} + (1 - C)P_{\text{GM}} \quad (5.33.),$$

ahol P_{hibrid} a hibrid kompozit vonatkozó tulajdonsága, P_{GC} és P_{GM} pedig a GC és GM gömbhéjakkal készített szintaktikus fémhabok ugyanazon tulajdonsága, C a GC gömbhéjak térfogataránya. Az egyenlet használhatóságát a folyáshatár és a platófeszültség (5.29. ábra), valamint a törési alakváltozás és a szerkezeti merevség példáján keresztül mutatom be (5.30. ábra).



5.29. ábra A σ_Y és a σ_P változása a GC gömbhéjak térfogat-arányának függvényében



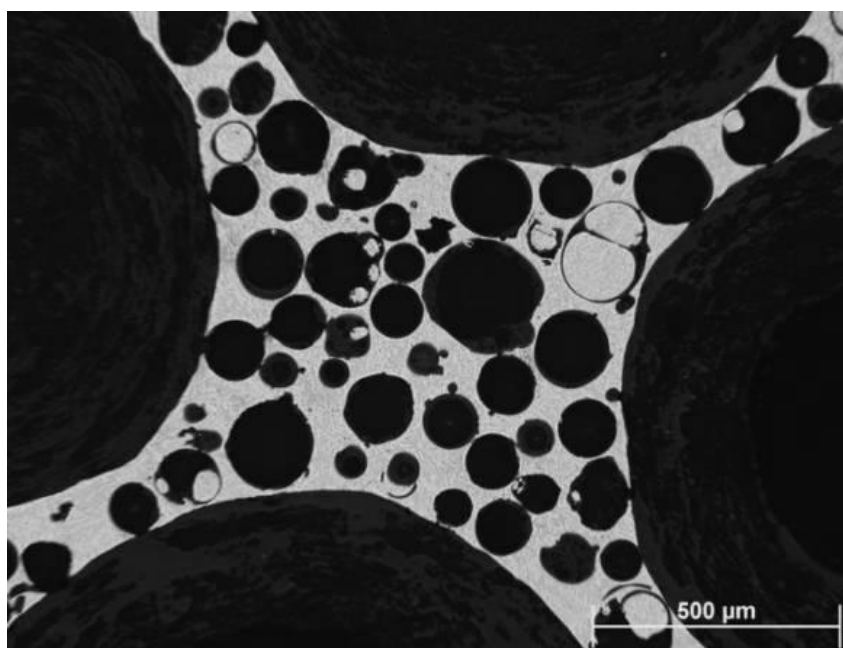
5.30. ábra Az ϵ_C és az S változása a GC gömbhéjak térfogat-arányának függvényében

Az ábrákon látható egyenesek az 5.33. egyenletnek megfelelő lineáris összefüggést mutatják, a sraffozott területek pedig az átlagos szórásnak megfelelő bizonytalansági sávot jelképezik. Általánosságban megállapítható, hogy az összefüggés az adott térkitöltés és anyagminőségek

mellett jó közelítésnek bizonyult. Az eddig elért eredmények alapján még egy tervezési lehetőség adódik: különböző arányú gömbhéjakat tartalmazó rétegek egymásra építésével úgynevezett gradiens (egy irányban fokozatosan, vagy fokozatmentesen változó tulajdonságú) anyagok állíthatók elő. Ez a lehetőség egyedi tulajdonságokat, tönkremeneteli formákat és energiaelnyelési jellemzőket adhat az anyagnak és ideálissá teszi energiaelnyelő elemekként történő alkalmazásra.

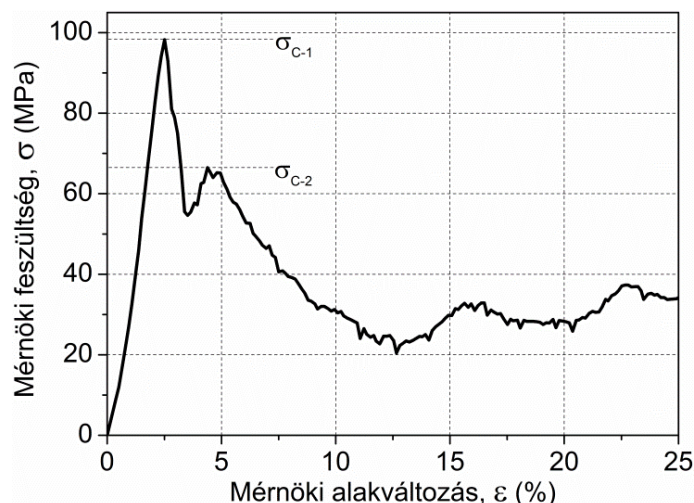
5.6.2 Az eltérő méretű gömbhéjakkal erősített szintaktikus fémhabok

Ezekben a szintaktikus fémhabokban az AlSi12 mátrixanyagba azonos anyagú, de eltérő névleges átmérőjű GC és SL kerámia gömbhéjak kerültek beépítésre összesen ~ 65 tf% mennyiségben és 2:1 térfogatarányban (5.31.ábra).



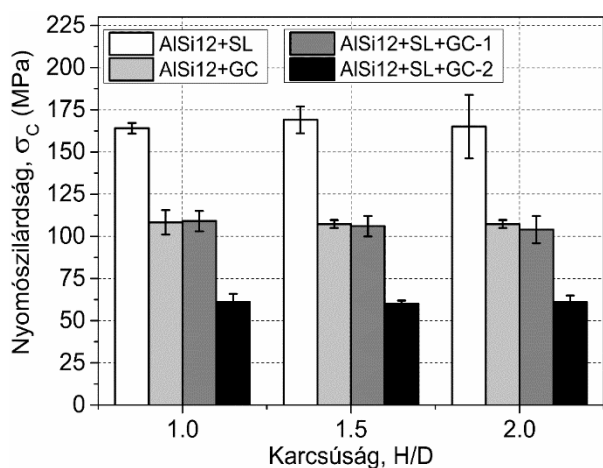
5.31. ábra Különböző névleges átmérőjű gömbhéjakat tartalmazó hibrid szintaktikus hab csiszolatának fénymikroszkópi felvétele

A felvételen jól látszanak az egy nagyságrenddel nagyobb, GC jelű kerámia gömbhéjak (a kép négy szélén látható sötét területek), illetve a köztük elhelyezkedő kisebb átlagos átmérőjű SL típusú gömbhéjak, valamint az őket körül ölelő mátrixanyag. Az infiltrálás jónak mondható, a kisebb gömbhéjak között néhány porozitás látszik, emellett törött és infiltrált gömbhéjak csak elvétve figyelhetők meg. A kétféle gömbhéjtípus jelentősen befolyásolta a mechanikai tulajdonságokat. Egy $H/D=1,5$ karcsúságú próbatest tipikus mérnöki feszültség – mérnöki alakváltozás görbáját mutatja az 5.32. ábra. A rögzített feszültség – alakváltozás görbék két lokális csúcsot mutattak. Az első csúcs kis alakváltozásoknál jelentkezett, feszültség szintje viszonylag nagy, lefutása gyors, értéke alapvetően a nagyobb, GC jelű gömbhéjak és a ridegebb mátrixanyagok egyesítésével előállított szintaktikus fémhaboknál tapasztalt jellemző csúcsokhoz hasonlít. A második csúcs jóval később, nagyobb alakváltozásnál jelentkezett, értéke elmarad az előzőtől.

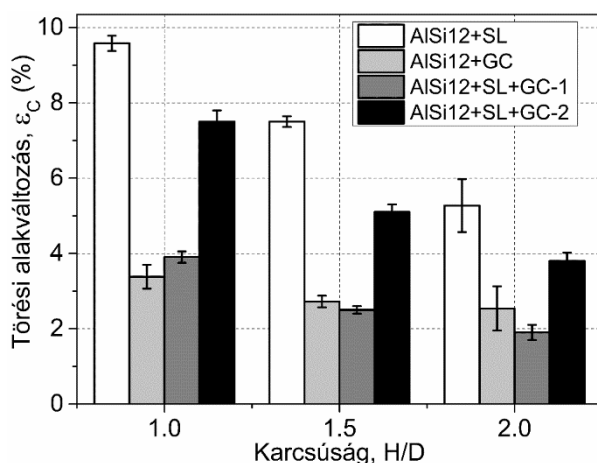


5.32. ábra Különböző névleges átmérőjű gömbhéjakat tartalmazó hibrid szintaktikus hab feszültség – alakváltozás görbéje

A mért feszültségértékeket érdemes összevetni az AlSi12 mátrixú szintaktikus fémhabokéval, amelyekben csak SL vagy csak GC gömbhéjak adják az erősítést (unimodális erősítésű szintaktikus fémhabok). Ezt mutatja be az 5.33. ábra. Az ábra feliratozásában az AlSi12+SL+GC-1 a hibrid szintaktikus fémhabok diagramjain jelentkező első feszültségcsúcsot, a -2 végződés pedig a második feszültségcsúcsot jelenti. Az 5.33. ábra szemlélteti, hogy a nagyobb, GC jelű kerámia gömbhéjak beépítése dominánsan befolyásolta a nyomószilárdságot és a kisebb, erősebb gömbhéjak beépítése ellenére is a csak a nagyobb gömbhéjakkal készített szintaktikus fémhabok nyomószilárdság értékeit biztosította, minden karcsúságérték mellett. Az anyag azt a tulajdonságot is örökölte, hogy a nyomószilárdság (a szórásértékeken belül) számottevően nem változott a karcsúság függvényében.



5.33. ábra Különböző névleges átmérőjű gömbhéjakat tartalmazó hibrid szintaktikus fémhabok nyomószilárdságának összevetése az unimodális erősítésű fémhabokéval

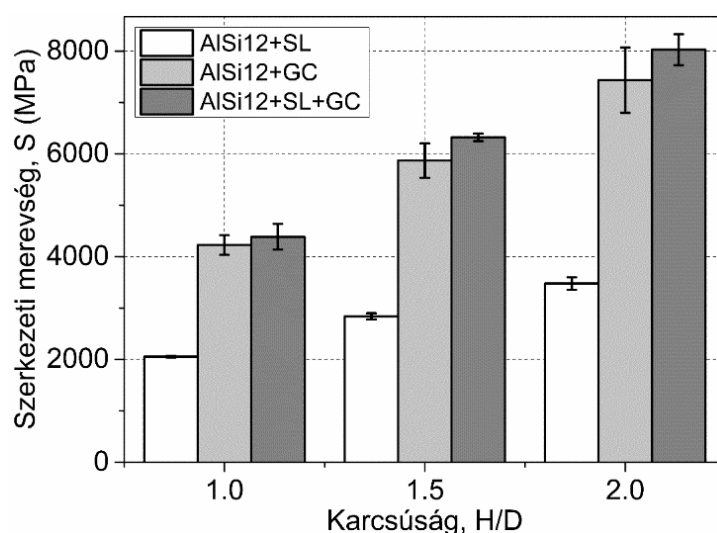


5.34. ábra Különböző névleges átmérőjű gömbhéjakat tartalmazó hibrid fémhabok törési alakváltozásának összevetése az unimodális erősítésű fémhabokéval

A habok tönkremenetele is a nagyobb, GC jelű gömbhéjak tönkremenetelét (diffúz tömörödés) mutatta, azzal a különbséggel, hogy a már sérült és részben tömörödött

darabokban a kisebb gömbhéjak hatására megjelent egy törési sáv is, amihez egy második feszültségcsúcs és egy második törési alakváltozás tartozott (5.34. ábra). Az első törési alakváltozásokat vizsgálva, ugyanaz a helyzet, mint a nyomószilárdságnál, vagyis a nagyobb gömbhéjak beépítésével, szórássávon belül, ez a tulajdonság is a szintén nagyobb gömbhéjakkal létrehozott unimodális szintaktikus fémhabokra jellemző értékekre állt be. A második törési alakváltozás a nagy gömbhéjak által biztosított csúcsheszültség visszaesése után jelent meg, amikor a tömörödés elérte azt a határértéket, ahol a részben sérült kisebb gömbhéjak miatt egy törési sáv jelent meg az anyagban.

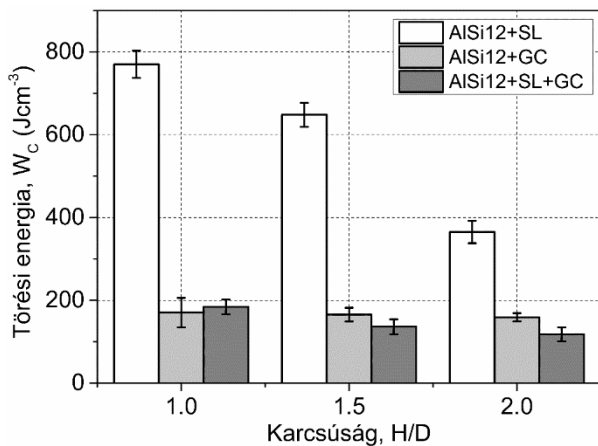
A szerkezeti merevséget tekintve (5.35. ábra) is hasonló megjegyzéseket lehet tenni, azzal kiegészítve, hogy a hibrid szintaktikus fémhaboknál a szerkezeti merevség kis mértékben nőtt a karcsúság növekedésével. A GC gömbhéjakat tartalmazó és a hibrid szintaktikus fémhabok szerkezeti merevség értékei a nyomószilárdsághoz és az első nyomószilárdsághoz tartozó törési alakváltozáshoz hasonlóan, szórás sávon belül együttesen mozogtak.



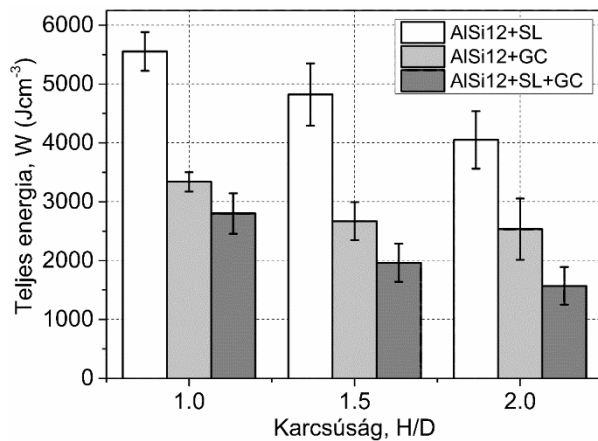
5.35. ábra Különböző névleges átmérőjű gömbhéjakat tartalmazó hibrid szintaktikus fémhabok szerkezeti merevségének összevetése az unimodális erősítésű fémhabokéval

A törési alakváltozás (5.36. ábra) és a teljes elnyelt mechanikai energia (5.37. ábra) az előbbi esetben kisebb, az utóbbi esetben nagyobb, de arányaiban közel megegyező mértékben elmaradt a tisztán GC jelű kerámia gömbhéjakkal erősített szintaktikus fémhabokétól. Ennek oka a kettős törés és feszültségrelaxáció okozta, viszonylag kis platófeszültség értékekben keresendő.

A fenti eredményeket összegezve arra következtethetünk, hogy a nagyobb, GC jelű gömbhéjak beépítése nagyon erős hatással van a szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságaira, 2:1 arányban alkalmazva a GC és az SL gömbhéjakat, gyakorlatilag teljes egészében a GC jelű gömbhéjak dominálnak. Ebből arra is lehet következtetni, hogy az anyagukban különböző gömbhéjakkal töltött fémhabokkal szemben (5.6.1 fejezetet), az 5.33. összefüggés nem alkalmas a várható tulajdonságok megbecslésére a kétféle gömbhéj arányának függvényében. A fentiek tükrében a kisebb, SL jelű és a nagyobb GC jelű gömbhéjak együttes alkalmazása (a vizsgált arány mellett) nem gazdaságos és ennél fogva nem is célszerű.



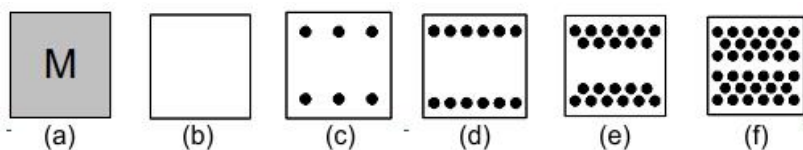
5.36. ábra Különböző névleges átmérőjű gömbhéjakat tartalmazó hibrid szintaktikus fémhabok törési energiájának összevetése az unimodális erősítésű fémhabokéval



5.37. ábra Különböző névleges átmérőjű gömbhéjakat tartalmazó hibrid szintaktikus fémhabok elnyelt energiájának összevetése az unimodális erősítésű fémhabokéval

5.6.3 Alkalmazási példa – kis önsúlyú tartók

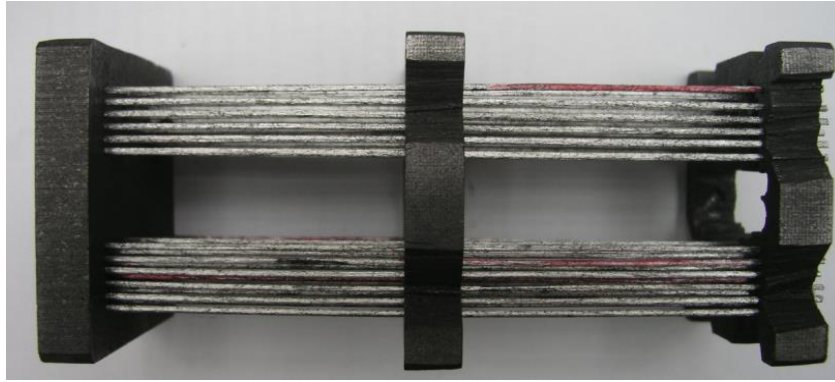
A hibrid szintaktikus fémhabok területén végzett kutatások közben megvizsgáltuk egyfajta nagy teherbírású, kis önsúlyú hibrid kompozitok létrehozásának lehetőségét is [131]. A gyártáshoz erősítőanyagként 1 mm átmérőjű kompozithuzalokat használtuk, amik a BME Anyagtudomány és Technológia Tanszék Kompozitlaborjában készültek és ezért már eleve elérhetőek voltak. A kompozithuzalokat változatos geometriai elrendezéssel helyeztük a hibrid kompozitokba. Az erősítőanyagként használt kompozithuzalok Al_2O_3 szálerősítésűek voltak, Al99,5 mátrixszal, szakítószilárdságuk $729,1 \pm 30,69$ MPa [9]. A dupla kompozit tömbökhöz felhasznált másik erősítőanyag az SL típusú gömbháj típus volt, mátrixanyagként Al99,5 alumínium ötvözetet alkalmaztunk. A referenciadarabok a hibrid tömbökével azonos méretűek, anyaguk pedig megegyezik azok mátrixával, tehát Al99,5 ötvözet volt. Az előállított darabok keresztmetszetének vázlatát az 5.38. ábra mutatja.



5.38. ábra A tartók keresztmetszetének vázlatai (a) tömör mátrixanyag (Al99,5), (b) szintaktikus fémhab (Al99,5-SL), (c-f) fémhabok többsoros kompozithuzal erősítéssel

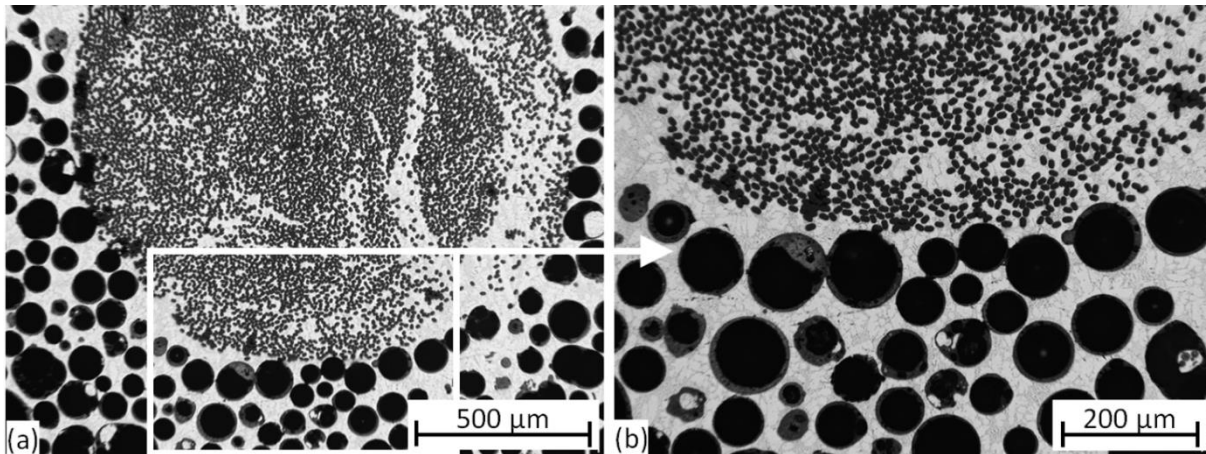
A gyártási eljárást tekintve a kompozithuzallal erősített hibrid kompozitokat is nyomásos infiltrálással állítottuk elő. Az infiltrálási hőmérsékletet 675°C -nak, az infiltrálási nyomást 750 kPa-nak, az infiltrálási időt pedig 30 s-nak választottuk meg. A kompozithuzalok elhelyezkedését és pozícionálását az öntőformába elhelyezett, grafitból készült tartórendszer segítségével valósítottuk meg (5.39. ábra).

A gyártás utáni első lépésben a próbatesteken metallográfiai vizsgálatokat végeztünk optikai mikroszkóppal (5.40. ábra) illetve a töretek is vizsgáltuk pásztázó elektronmikroszkóppal (5.41. ábra).



5.39. ábra A grafit tartókban elhelyezett kompozithuzalok

Az 5.40. ábra szemlélteti a dupla kompozitok egyik kritikus pontját, a kompozithuzal és a fémhab határfelületét. Az ábra felső részén egy kompozithuzal látszik, benne az ovális Al_2O_3 erősítőszálakkal.

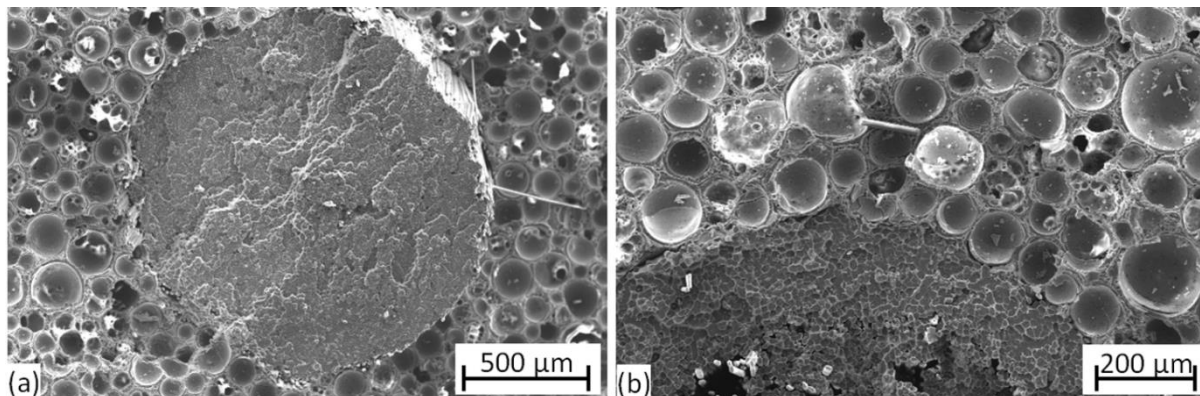


5.40. ábra Hibrid kompozit keresztmetszetének fénymikroszkópi képe (a) a kompozithuzal elhelyezkedése a szintaktikus fémhab mátrixban és (b) a határfelület nagyítása

A huzal-hab határfelület helyenként átmenet nélküli, sőt, a nagyított képen (5.40b. ábra) az is látszik, hogy olyan szemcseszerkezet jött létre, ami egységes a huzalon belül és azon kívül is és ami kiváló kapcsolatot feltételez. Elvértve azonban felfedezhetők olyan területek is, ahol a szintaktikus fémhab és a kompozithuzal között gázzárvány alakult ki. Ezeken a pontokon a határfelület rosszabb minőségű, de meg kell jegyeznünk, hogy ezek a hibák esetlegesekek és ritkák voltak.

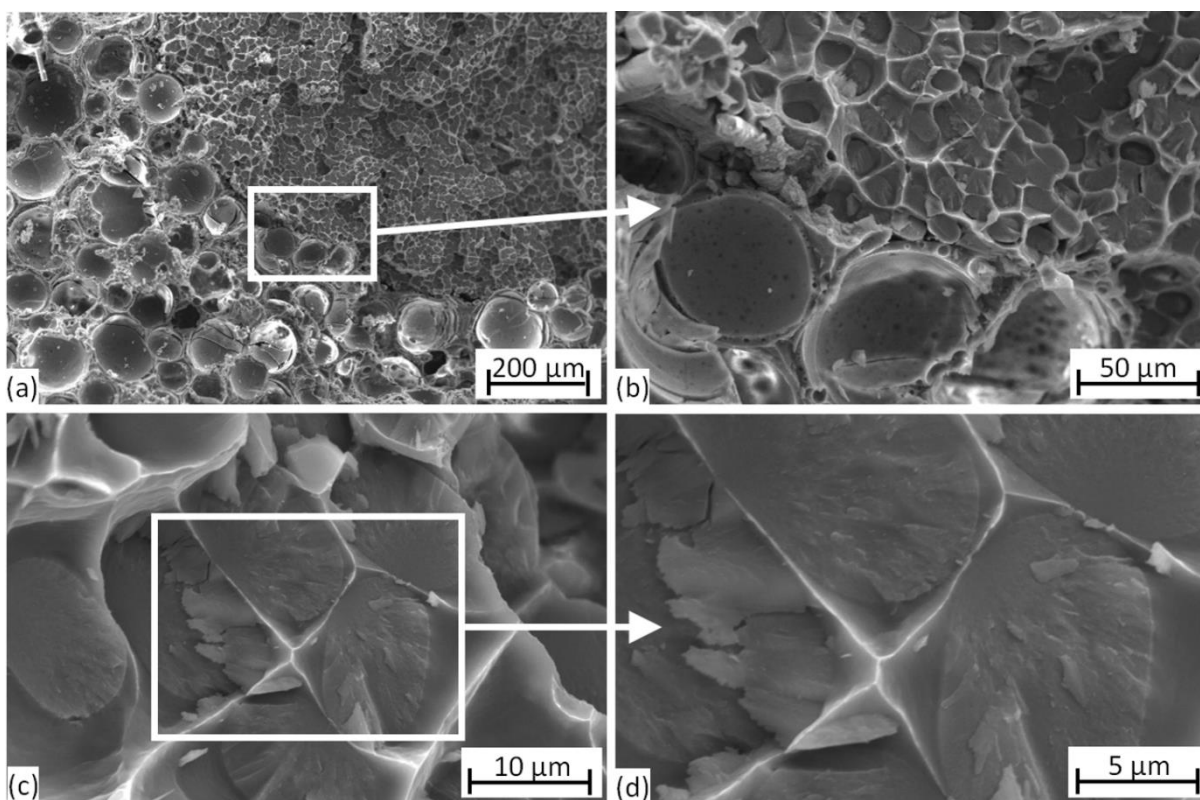
Az első SEM ábrán (5.41. ábra) egy kompozithuzal figyelhető meg a szintaktikus fémhab mátrixba ágyazva (5.41a. ábra). Az ábrán jól megfigyelhető, hogy a kompozithuzal teljes keresztmetszetében infiltrálódott és a nyomásos infiltrálás során szorosan beépült a szintaktikus hab képezte mátrixanyagba. A kompozithuzal törete lépcsőzetes, a terhelés irányára merőleges, lényegi képlékeny alakváltozást ebben a nagyításban nem mutat, így ridegnek mondható. A szintaktikus fémhab infiltráltsága jónak mutatkozik, a gömbhéjak közötti mátrixanyag gázzárványokat nem tartalmaz, infiltrálódott gömbhéjak nem láthatók, vagyis az infiltrálási nyomás megválasztása megfelelő volt. Egy másik kompozithuzal

határfelületét vizsgálva (5.41b. ábra), hasonló megállapításokra juthatunk. Különösen figyelemreméltó a gömbhéjak rendezett elhelyezkedése a kompozithuzal körül, ami a hatékony térkitöltés és a gyártási eljárás (infiltrálási paraméterek) helyes megválasztásának bizonyítéka.



5.41. ábra Hibrid kompozit töretfelületének SEM képe (a) egy kompozithuzal elhelyezkedése a szintaktikus fémhab mátrixban és (b) egy kompozithuzal és a szintaktikus fémhab mátrix határfelülete

A második SEM felvétel (5.42. ábra) egy másik jól infiltrált, nagy szálanyag kitöltöttségű kompozithuzal beágyazódását mutatja a szintaktikus fémhab mátrixban.



5.42. ábra Hibrid kompozit töretfelületének SEM képe (a) határfelület a kompozithuzal és a szintaktikus fémhab között, (b) nagyított nézet, (c) a kompozithuzal töretfelület és (d) nagyított nézet

Itt is megfigyelhető a kompozithuzal és a szintaktikus fémhab mátrix közötti kiváló illeszkedés, valamint az is, hogy a gömbhéjak nem infiltrálódtak, viszont kiválóan csatlakoztak a mátrixhoz: kifordult, kipergett gömbhéjnak nincs nyoma (5.42a. és 5.42b. ábra). Az ábra második fele a kompozithuzalok töretképével foglalkozik. Mind az 5.42c., mind az 5.42d. ábrán jól kivehető az ovális keresztmetszetű oxidkerámia erősítőszálak rideg, képlékeny alakváltozás nélküli törete, valamint ezzel éles kontrasztban a huzalok mátrixanyagát alkotó Al ötvözet nagymértékű képlékeny alakváltozást és kontrakciót követő szívós törete. A nagymennyiségű kerámia tartalom miatt makroszkopikus léptékben a vizsgált hibrid kompozitok rideg törést és a rideg töretfelületet mutattak, jelentős mértékű makroszkopikus alakváltozás nélkül.

A mikroszerkezeti vizsgálatok után a kompozit próbatestek hajlításával vizsgáltuk a mechanikai tulajdonságokat egy MTS810 típusú, hidraulikus univerzális anyagvizsgáló gépen, amelynek méréshatára 250 kN, a hajlítási sebességet 5 mm/min-re, a támasz között pedig 60 mm-re állítottuk. A mechanikai vizsgálatok eredményeit az 5.10. táblázat foglalja össze.

5.10. táblázat A hibrid kompozitok sűrűsége és a hajlítóvizsgálatok eredményei

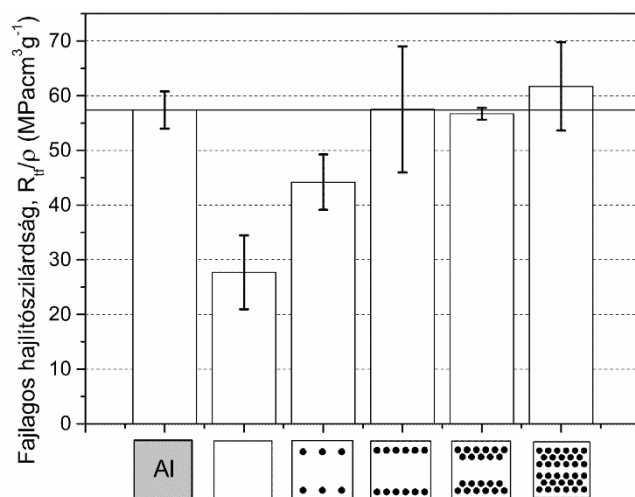
Elrendezés*	Sűrűség ρ (gcm ⁻³)	Maximális erő $F_{\max}$ (N)	Fajlagos maximális erő $F_{\max}/\rho$ (Ncm ³ g ⁻¹)	Fajlagos hajlítószilárdság R_{tf}/ρ (MPacm ³ g ⁻¹)
Al99,5	2,70	13767±815,7	5099±302,1	57,4±3,40
Fémhab**	1,45	3565±872,7	2459±601,9	27,7±6,77
2x1-soros-3	1,50	5894±676,3	3929±450,8	44,2±5,07
2x1-soros-6	1,50	7668±1538,8	5112±1025,8	57,5±11,54
2x2-soros	1,50	7555±143,2	5037±95,4	56,7±1,07
2x3-soros	1,50	8232±1075,9	5488±717,3	61,7±8,07

*Az 5.38. ábráról leolvasható az erősítőanyag keresztmetszetbeli elhelyezkedése.

**A Fémhab sor a tisztán gömbhéjakkal erősített, kompozithuzalokat nem tartalmazó kompozitot (szintaktikus fémhabot) jelöli.

Az 5.10. táblázat azt mutatja, hogy abszolút (nem fajlagosított) értelemben a referenciadarab tönkremenetele nagyobb erő hatására ment végbe, mint a dupla kompozit próbatesteké. Sűrűsége fajlagosítva azonban a kompozit próbatestek tönkremeneteli erőben megközelítik, sőt, meg is haladják a tömör referenciadarabot. Ezen kívül az is megállapítható, hogy a kompozit próbatestek csaknem fele akkora sűrűségűek, mint az Al99,5 próbatest. A tönkremenetelhez tartozó erőt egyszerű modellként, a szilárdságtan homogén izotróp anyagokra vonatkozó összefüggései alapján hajlítószilárdsággá alakíthatjuk át (5.10. táblázat). Ez a számítás a minták egymással való összehasonlításában nem ad további támpontot, de az abszolút tulajdonságaikat jobban tükrözi, a gyakorlatba, köztudatba könnyebben áthelyezhető. Az eredményeket a könnyebb értelmezhetőség végett diagram formájában is bemutatom az 5.43. ábrán. Az 5.43. ábra adataiból leolvasható, hogy megfelelő elhelyezéssel már egy egyszerű egysoros erősítéssel is el lehet érni a tömör alapanyag fajlagos hajlítószilárdságát. Ugyancsak megfigyelhető, hogy a szintaktikus fémhabok fajlagos hajlítószilárdsága a tömör darabokénál kisebb, ami arra utal, hogy a szintaktikus fémhabok a

húzó jellegű igénybevételeket csak nagyon rossz hatásfokkal képesek elviselni. A diagram jobb oldalán látható oszlopok azt igazolják, hogy a további, jóval nagyobb mértékű erősítés (két, illetve három sor) hozzájárulása a fajlagos hajlítószilárdsághoz minimális, mivel az erősítő huzalokat nem lehet a semleges száltól megfelelő (minél nagyobb) távolságban elhelyezni.



5.43. ábra A fajlagos hajlítószilárdságok összevetése

A szerkezeti elemként történő alkalmazást továbbra is szem előtt tartva, de egy lépéssel tovább lépve a hajlító igénybevételeknek fokozottan ellenálló szelvény, egy hibrid kompozit I-tartó fejlesztését tűztük ki célul. Ennek első lépése a kompozithuzalokkal erősített, tömör alumínium mátrixú kompozitok voltak, amelyekről már közöltek mérési eredményeket [9]. Az öntömeg további csökkentése és a fajlagos mechanikai tulajdonságok – remélhető – további fejlesztése érdekében a tömör alumínium mátrixot szintaktikus fémhab mátrixra cseréltük. A hibrid kompozit rudakkal azonos infiltrálási paraméterekkel készült első hibrid kompozit I-tartó képét az 5.44. ábra mutatja be.



5.44. ábra Kompozithuzalokkal erősített szintaktikus fémhab I-tartó fényképe

A tartó övszélessége 15 mm, magassága 36 mm, hossza 140 mm és szelvényének vastagsága 3 mm. Az I-tartó öveiben oldalanként hat-hat darab 1 mm átmérőjű, Al99,5 mátrixú

kompozithuzalt helyeztünk el. A kompozithuzalok tulajdonságairól a [9] PhD értekezésben található bővebb információ. A huzalok pozícionálásáról, valamint az I-szelvény keresztmetszetének kialakításáról egy, az öntőformában elhelyezett acél és grafit betétrendszer gondoskodott. Az I-tartó mechanikai tulajdonságainak vizsgálata, valamint a hasonló hibrid kompozit rendszerek fejlesztése folyamatban van. Ilyen I-tartókat használhatnak fel olyan high-tech szerkezetekben, ahol az öntőmegnek különösen kiemelt jelentősége van, például különböző űrtechnikai, haditechnikai, vagy repüléstechnikai alkalmazásokban.

5.7 Következtetések

A kerámia gömbhéjak méretének és falvastagságának növelése jelentős hatással van a szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságaira. A mechanikai stabilitásvesztés és az anyaghibák előfordulási lehetőségének növekedése a karakterisztikus mechanikai tulajdonságokat kedvezőtlen irányba változtatja. A nagyobb gömbhéjak alkalmazásával megváltozik a gömbhéjak tönkremenetele, a hasadásos nyírást felváltja a diffúz tömörödés. A mechanikai tulajdonságokra a karcsúság is jelentős hatással van, kifejezetten a hasadásos tönkremenetelt elszenvedő, kisebb gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhaboknál.

A maximális szilárdság elérését biztosító T6 hőkezelés hasznosnak bizonyult, de hatékonysága (~+5-10% növekedés a várt +50-100%-hoz képest) elmaradt a várttól. Ezt valószínűleg a Si koncentrációkülönbsége által hajtott diffúziós reakció eredményeként, a gömbhéjakból a mátrixanyagba oldódó és ott kiváló Si okozza azáltal, hogy megváltoztatja a mátrixanyag összetételét és így megváltoztatja a T6 hőkezelés ideális hőmérséklet és idő paramétereit az alapanyagra vonatkozó szakirodalmi ajánlásokhoz képest.

A nyomóvizsgálati görbék vizsgálata során a görbéket két részre bontottuk és matematikai leírásukat egy csúcsfüggvény és egy polinom formájában javasoltuk. Az illesztések jóságát kifejező együtthatók (R^2) értékei mindig 0,99 felettiak voltak. Az első részt leíró csúcsfüggvény illesztési paramétereit összekötöttük a szintaktikus fémhabok karakterisztikus tulajdonságaival.

Megállapítottuk és akusztikus emissziós mérésekkel igazoltuk, hogy a vékony falak miatt a szintaktikus fémhabokban már igen kis terheléseknél is megindul a maradó képlékeny alakváltozás. Ebből következően igen körülményes a szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági modulusának mérése és a nyomóvizsgálatok során meghatározott szerkezeti merevség értékek nem feleltethetők meg az effektív rugalmassági modulusoknak. Alkalmas mérésekkel (például modális analízis), tisztán rugalmas alakváltozást feltételező és megengedő végeselemes modellezéssel, illetve rugalmasságtani alapokon nyugvó homogenizációs eljárásokkal az effektív rugalmassági modulusok megbízható módon meghatározhatók.

A különböző anyagú gömbhéjakkal erősített hibrid szintaktikus fémhabok nyomóvizsgálatai alapján megállapítottuk, hogy a nyomószilárdság, folyáshatár és a szerkezeti merevség növekedett, míg a törési alakváltozás csökkent a GC kerámia gömbhéjak arányának növelésével. Az értékek az erősítő- és a mátrixanyag tulajdonságainak és mennyiségének

tervszerű megválasztásával adott alkalmazás igényei szerint alakíthatók. A kétféle (GC és GM típusú) gömbhéj aránya az elnyelt energiaértékeket is befolyásolta, a törési energia értékekben lokális minimum volt megfigyelhető a 40%GM+60%GC összetételű mintánál. A nagyobb GC gömbhéj tartalmú fémhabok nyomószilárdság és platószilárdság értékei nagyobbak voltak, így az elnyelt mechanikai energia is nagyobb lett. A nagyobb GM tartalomnál a kisebb nyomószilárdság értéket a vasgömbhéjak nagyobb képlékenysége kiegyenlítette, kitolva az integrálási határt és ezzel növelve az elnyelt energiát. A teljes elnyelt energia a GM gömbhéjak arányával folyamatosan csökkent a kisebb nyomószilárdság és platófeszültség miatt. Továbbá megállapítottuk, hogy az egyszerű lineáris kapcsolat (5.33 egyenlet) alkalmas a kompozit várható tulajdonságának becslésére a gömbhéjak arányának ismeretében.

A különböző méretű gömbhéjakat tartalmazó hibrid szintaktikus fémhabok vizsgálatának eredményeit összegezve arra következtettünk, hogy a nagyobb, GC jelű gömbhéjak beépítése nagyon erős hatással van a szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságaira, 2:1 arányban alkalmazva a GC és az SL gömbhéjakat, gyakorlatilag teljes egészében a GC jelű gömbhéjak dominálnak. Ebből arra is lehet következtetni, hogy az anyagukban különböző gömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabokkal szemben, az egyszerű lineáris kapcsolat (5.33. egyenlet) nem alkalmas a várható tulajdonságok megbecslésére a kétféle gömbhéj arányának függvényében. A kompozithuzalokkal erősített hibrid kompozitok vizsgálataiból megállapítottuk, hogy a gáznyomásos infiltrálás alkalmas gömbhéj és kompozithuzal erősítésű dupla kompozitok gyártására. A fény- és elektronmikroszkópos felvételek igazolják, hogy a gáznyomásos infiltrálással megfelelő infiltrálási fok érhető el. Az infiltrálási nyomás beállításánál tekintettel kell lenni a kompozithuzalok és a szintaktikus fémhab határfelületére, ahol nagyobb valószínűséggel fordulhat elő elégtelenül infiltrált terület (a szintaktikus fémhabok gyártásánál alkalmazott paramétereknél nagyobb nyomás és hosszabb infiltrálási idő javasolt). A hajlítóvizsgálatok eredményei kimutatták, hogy már egysoros, a semleges száltól távol, a húzott zónába eső kompozithuzal erősítés segítségével is előállítható olyan dupla kompozit, ami a tömör alapanyag fajlagos hajlítószilárdságát biztosítja. Az eredmények alapján a különböző struktúrájú, dupla kompozit szerkezetek kiváló lehetőséget nyújtanak arra, hogy megfelelően tervezett elrendezéssel kis öntömegű, nagy teljesítményű anyagként kerüljenek felhasználásra.

6 A szintaktikus fémhabok növelt alakváltozási sebességű zömítése

A szintaktikus fémhabok – mint általában a fémhabok – egyik első alkalmazási gondolata a lökés-, ütközés csillapítás volt, később felmerült (jelenleg is fejlesztés alatt áll) a személy-, gépjármű- és épületvédelem kérdésköre is. Ezeknél az alkalmazásoknál jelentős szerep jut a nagy sebességű igénybevételek ellenében mutatott ellenállásnak, ez motiválta az erre irányuló méréseket. Ennek megfelelően ebben a fejezetben, az előállított szintaktikus fémhabok növelt alakváltozási sebességű nyomóvizsgálatainak eredményeit ismertetem.

6.1 A részterület szakirodalmának összefoglalása

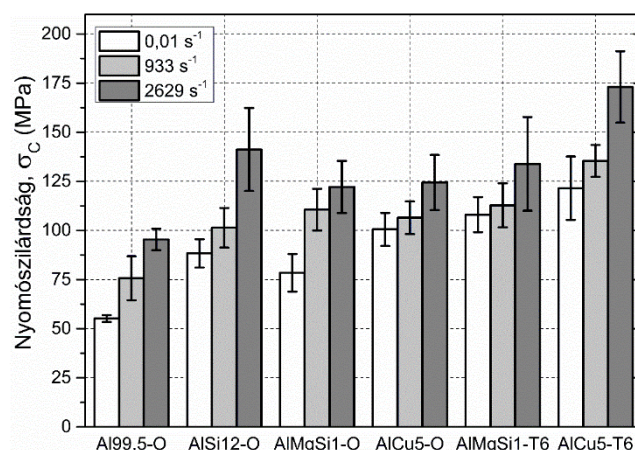
A kvázi-statisztikus állapotban végzett vizsgálatokkal ellentétben a fémhabok nagy alakváltozási sebességre adott válasza kevésbé kutatott, annak ellenére, hogy az ütközési zónákban való alkalmazásban komoly szerepet tölthetnek be. Ebben az alfejezetben a szakirodalom azon elemeit ragadom ki, amelyek a növelt alakváltozási sebesség hatásának leírására törekednek. Balch és társai kerámia mikrogömbhéjjal töltött tiszta alumínium, illetve Al-Zn ötvözet mátrixú fémhabot gyártottak és vizsgáltak. Kvázi-statisztikus körülmények mellett a nyomószilárdság 100 MPa-ra, illetve 230 MPa-ra adódott, ehhez képest a dinamikus nyomóvizsgálat (2300 s^{-1}) a nyomószilárdsági érték 10-30 %-os növekedését eredményezte [70]. Gupta és társai Al-Si-Mg-Cu és Mg-Al-Zn-Mn mátrixanyagú szintaktikus fémhabokat vizsgáltak. Nagyobb alakváltozási sebesség mellett nagyobb nyomószilárdságot és nagyobb energiaelnyelő képességet mértek [76, 77]. Vizsgálataikat kiegészítették SiC gömhéjakkal töltött Al-Si-Mg ötvözet mátrixú fém kompozitok kvázi-statisztikus és dinamikus tulajdonságainak vizsgálatával és megállapították, hogy a minták nyomószilárdsága nem mutat összefüggést az alakváltozás sebességgel [132, 133]. Vizsgálataikat magnézium mátrixszal megismételve másfélszeres nyomószilárdságot mértek [78]. Santa-Maria és társai Al-Si-Cu-Zn ötvözet mátrixú Al_2O_3 mikrogömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhab kvázi-statisztikus és dinamikus tulajdonságait vizsgálták. A méréseket 880 s^{-1} -os és 1720 s^{-1} -os alakváltozási sebesség mellett végezték. A fémhabok mechanikai tulajdonságai nem függtek az alakváltozási sebességtől, azok értékei hasonlóak voltak a kvázi-statisztikus vizsgálatokból kapott értékekhez [80]. Zou és társai alumínium mátrixú szintaktikus fémhabok dinamikus tulajdonságait vizsgálták split-Hopkinson teszttel. A dinamikus terhelés alatt tapasztalt energiaelnyelés 70%-kal nagyobb volt a kvázi-statisztikus terheléskor tapasztaltnál képest. Ennélfogva az alumínium mátrixú szintaktikus fémhabok alkalmasak lehetnek légi járművekben és az autóipari egyes területein való alkalmazásra a nagy fajlagos szilárdságuknak és kiváló energiaelnyelő képességüknek köszönhetően [85]. Dou és társai cenosphere-rel töltött tiszta alumínium mátrixú szintaktikus fémhabok nagy alakváltozási sebességű nyomóvizsgálatát végezték el. Úgy találták, hogy egyértelmű összefüggés van az alakváltozási sebesség és a nyomószilárdsági érték között, ami a kvázi-statisztikus terheléskor mért 45-75 MPa-ról 65-120 MPa-ra nőtt. Megfigyelték továbbá az energiaelnyelő képesség 50-70%-os növekedését is [71]. Goel és társai cenosphere-rel töltött alumínium mátrixú szintaktikus fémhabok nyomóvizsgálatával foglalkoztak, amit kvázi-statisztikus állapot és nagy, 1400 s^{-1} -os alakváltozási sebesség közötti értékeken végeztek el. Megállapították, hogy a vizsgált szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságai nagy alakváltozási sebességtől való

függést mutatnak [72, 73, 134]. Fiedler és társai Al-Si-Mg ötvözet mátrixú, építőipari perlittel töltött szintaktikus fémhabok dinamikus nyomóterhelés melletti vizsgálatát végezték el. A vizsgálatok alapján úgy találták, hogy az anyag szilárdsági értékei kis mértékben, de nőttek, az alakváltozási sebesség növelésével [86]. Mondal és társai alumínium mátrixú szintaktikus fémhabot vizsgáltak különböző alakváltozási sebességek (10^{-2} - 10^{-1} s $^{-1}$) mellett. Az alakváltozási sebesség hatása elhanyagolható mértékű volt [135, 136]. Lehmhus és társai üveg gömbhéjakkal töltött vas mátrixú fémhabokat vizsgáltak. Több különböző típust állítottak elő, amelyekben a töltőanyag szilárdsága és mennyisége (t%) különböző volt. Az alakváltozási sebességtől való függés döntően az alkalmazott mátrixanyagtól függött [23, 74, 75]. Rabiei és társai acél-acél és alumínium-acél fémhab kompozitokat állítottak elő különböző pórusméretekkel gravitációs öntéssel és porkohászati eljárással. A vizsgálatok alapján megállapították, hogy a vizsgált anyagok fajlagos energiaelnyelő képessége a 2,2 mm-es gömbökkel töltött hab kompozitoknál 30%-kal nagyobb volt, mint a nagyobb alakváltozási sebesség mellett vizsgált 5,2 mm-es gömbökkel töltött hab kompozitok energiaelnyelő képessége. A terhelés növelésével a folyáshatár egyértelmű növekedését tapasztalták [21, 137, 138].

Az ismertett kutatások fontos, de olykor ellentmondó információkat adnak a fémhabok dinamikus tulajdonságairól. Ebből arra következtethetünk, hogy habár a vizsgált anyagok felépítése hasonló, tulajdonságaik nagyban függenek az alkotóik viselkedésétől. Ezért célul tűztük ki a szintaktikus fémhabok nagy alakváltozási sebességű igénybevételekor mérhető tulajdonságainak, a mátrixanyag kémiai összetételétől és hőkezeltégi állapotától való függésének vizsgálatát. A kizárólag GC típusú gömbhéjakat alkalmazó kutatómunkában a különböző mátrixanyagú és hőkezeltégi állapotú szintaktikus fémhabok kvázi-statisztikus és dinamikus nyomóvizsgálatokkal meghatározható tulajdonságait elemeztük, ennek eredményeit mutatom be, így szélesítve az eddig rendelkezésre álló ismereteket [97, 98].

6.2 Karakterisztikus mechanikai tulajdonságok

A vizsgált szintaktikus fémhabok nyomószilárdsági értékeit a 6.1. ábra mutatja a mátrixanyag, a hőkezeltégi állapot és az alakváltozási sebesség feltüntetésével.



6.1. ábra A nyomószilárdság változása a vizsgálati változók függvényében

Az ötvözetlen mátrixanyagú szintaktikus fémhabok (Al99,5-O) kisebb nyomószilárdsági értékeket mutatnak, mint az ötvözött mátrixanyagú szintaktikus fémhabok. Ebből adódóan a szintaktikus fémhabok nyomószilárdsága a mátrix anyag ötvözésével növelhető. Ez a megállapítás mindhárom alakváltozási sebességre fennáll. Az ábrán megfigyelhető továbbá, hogy a Mg-Si (~2 t%) és a Cu (~4,5 t%) ötvözés nagyobb nyomószilárdságot eredményezett, mint a csak szilíciummal (~13 t%) ötvözött mátrixanyagú szintaktikus fémhaboknál. A kvázi-statisztikus körülmények között vizsgált, T6-os hőkezeltségi állapotú anyagok nyomószilárdsági értékei ~40 % illetve ~20%-kal növekedtek az oldó hőkezelést kapott Mg-Si, illetve Cu ötvözésű mintáknál tapasztalt értékekkel szemben. Nagy alakváltozási sebesség mellett ez a növekedés kisebb (~10%) volt a Mg-Si ötvözésű mátrixanyagánál, de nagyobb (~40%) a Cu ötvözött tartalmazó mintáknál. Az Al99,5 mátrixú anyag nyomószilárdsága szintén nőtt az alakváltozási sebesség növelésével. Az átlagos növekedés a kvázi-statisztikus méréshez képest ~20% illetve ~45% volt a 933 s⁻¹ illetve a 2629 s⁻¹ alakváltozási sebességeknél. Az alakváltozási sebességtől való érzékenység számszerűsíthető az alakváltozási sebesség érzékenységi paraméter Σ segítségével [70, 80].

$$\Sigma = \frac{\sigma_d - \sigma_q}{\sigma^*} \frac{1}{\ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_d}{\dot{\epsilon}_q} \right)} \quad (6.1.),$$

ahol σ az adott alakváltozás mellett mért feszültség, σ^* a 0,2%-os maradó mérnöki alakváltozásnál mért feszültség, $\dot{\epsilon}$ pedig az alakváltozási sebesség. A d illetve a q indexek a dinamikus, illetve kvázi-statisztikus mérésekre utalnak. A számításhoz felhasznált feszültség értékek és a számolt Σ paraméter értékeit a különböző anyag és vizsgálati paraméter kombinációkra a 6.1 táblázat mutatja. A Σ paraméter értéke a nagy alakváltozási sebességeknél egy kis érték, ami a 2629 s⁻¹ alakváltozási sebesség mellett végzett vizsgálatok során az Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhabnál volt a legnagyobb (0,0752). Az alakváltozási sebesség érzékenységi paraméter és a kémiai összetétel között lévő egyértelmű összefüggést nem lehet megállapítani, viszont, az alakváltozási sebesség növekedésével, nő Σ értéke is (6.1. táblázat).

6.1. táblázat A vizsgált fémhabok alakváltozási sebesség érzékenységi paraméterei

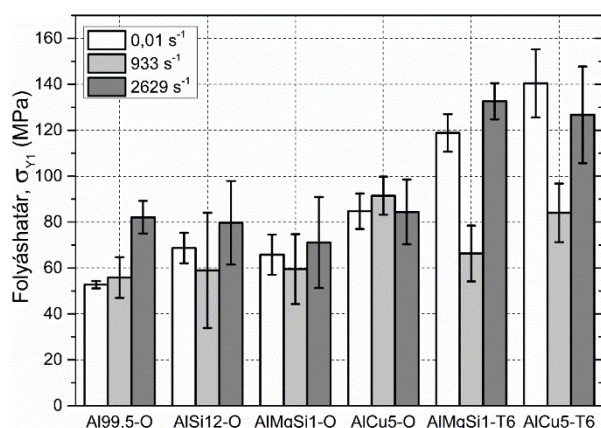
$\dot{\epsilon}_d$ (s ⁻¹)	Mátrix	σ_{Cd} (MPa)	σ_{Cq} (MPa)	σ^* (MPa)	Σ (-)
933	Al99,5-O	75,7	55,1	52,7	0,0427
	AlSi12-O	101,3	88,4	101,7	0,0139
	AlMgSi1-O	110,6	78,4	65,8	0,0535
	AlCu5-O	106,4	100,5	104,7	0,0062
	AlMgSi1-T6	112,8	108,1	118,8	0,0043
	AlCu5-T6	135,4	121,5	140,4	0,0108

A táblázat a következő oldalon folytatódik.

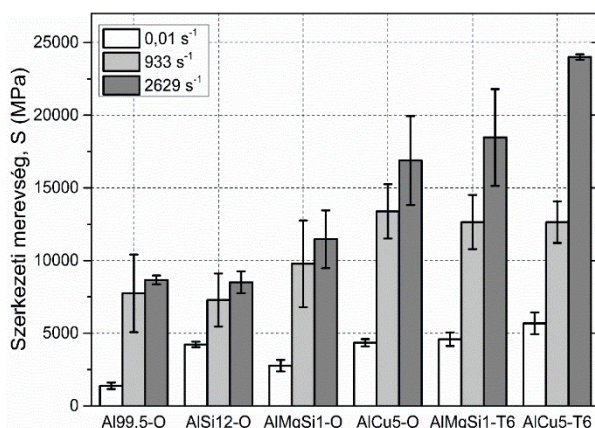
6.1 táblázat A vizsgált fémhabok alakváltozási sebesség érzékenységi paraméterei (folytatás)

$\dot{\epsilon}_d$ (s ⁻¹)	Mátrix	σ_{Cd} (MPa)	σ_{Cq} (MPa)	σ^* (MPa)	Σ (-)
2629	Al99,5-O	95,4	55,1	52,7	0,0752
	AlSi12-O	141,2	88,4	101,7	0,0511
	AlMgSi1-O	122,1	78,4	65,8	0,0654
	AlCu5-O	124,4	100,5	104,7	0,0224
	AlMgSi1-T6	133,9	108,1	118,8	0,0214
	AlCu5-T6	173,0	121,5	140,4	0,0361

A 6.2. ábra a vizsgált anyagok folyáshatár értékét mutatja, 1%-os maradó mérnöki alakváltozásnál (σ_{Y1}). Ez a feszültség érték a nyomószilárdsághoz hasonló függést mutat a mátrix anyag kémiai összetételétől. A homogenizált hőkezelttségű mintáknál a folyáshatár értéke az alakváltozási sebesség növelésével csak kis mértékben növekedett, értéke a kvázi-statisztikus méréseknél meghatározott szórássávban maradt.



6.2. ábra A folyáshatár változása a vizsgálati változók függvényében

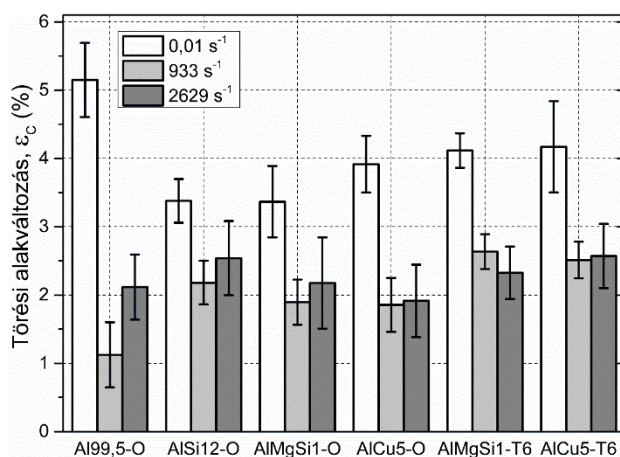


6.3. ábra A szerkezeti merevség változása a vizsgálati változók függvényében

Ezzel szemben a T6-os hőkezelttségű minták különös viselkedést mutattak. A 933 s⁻¹ alakváltozási sebesség mellett a folyáshatár értékében jelentős visszaesés tapasztalható a kvázi-statisztikus méréshez képest, ami viszont a 2629 s⁻¹ alakváltozási sebességű mérésnél ismét eléri a kvázi-statisztikus mérésnél tapasztalt értéket. Ennek a jelenségnek egy lehetséges magyarázata a lényegesen eltérő törési mechanizmusban található (lásd 6.3 alfejezet).

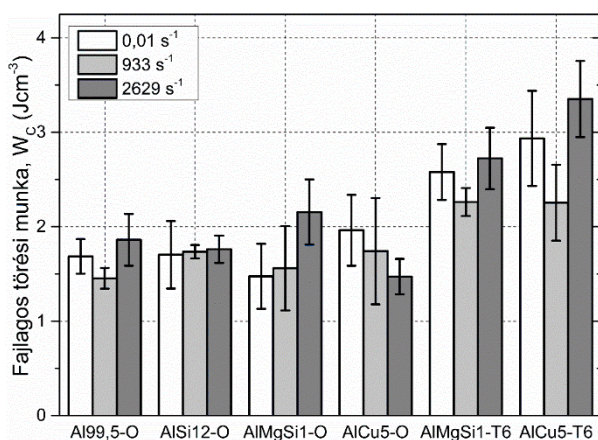
A 6.3. ábra a különböző anyagok szerkezeti merevségét mutatja be. Kvázi-statisztikus körülmények között a mátrixanyag ötvözése, valamint a hőkezelés hasonló módon befolyásolta a szerkezeti merevség értékét, mint a nyomószilárdságot. Ezzel szemben a nagy alakváltozási sebességű méréseknél a szerkezeti merevségben jelentős növekedés mutatkozik. A homogenizált hőkezelttségi állapotú próbatesteknél a két nagyobb alakváltozási sebességű mérés szerint a szerkezeti merevség értékei hasonlóak voltak, köztük csak kis eltérés tapasztalható. Ezzel szemben a T6-os hőkezelttségű mintáknál az alakváltozási sebesség növekedésével jelentősen növekedett a szerkezeti merevség értéke is.

A törési alakváltozás értékeit a 6.4. ábra mutatja be. A törési alakváltozás számszerű értéke jelentősen (~50%) kisebb volt a nagy alakváltozási sebességű méréseknél. Ez a különböző tönkremeneteli módokkal és az ebből adódó eltérő terhelési állapotokkal magyarázható. Kvázi-statisztikus körülmények között a törés a mátrixanyag és a töltőanyag szilárdságának arányától függ [70]. Ezzel szemben a dinamikus terhelés során a terhelés rövid időtartama miatt nem volt lehetőség az alkotók (mátrix és töltőanyag) anyagon belüli átrendeződésére, ami így egy új törési mechanizmust eredményezett (lásd 6.3 alfejezet).

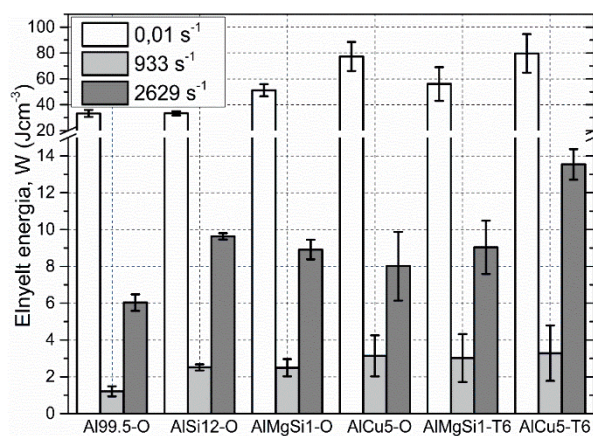


6.4. ábra A törési alakváltozás változása a vizsgálati változók függvényében

A fajlagos törési munka szorosan összefügg a komponensek nyomószilárdságával és törési alakváltozásával (6.5. ábra). A nyomószilárdsági és törési alakváltozási értékek ellentétes változása kiegyenlíti egymást, emiatt a törési energia értékek közel azonosak a különböző anyagok eltérő alakváltozási sebességű vizsgálatainak során. A T6-os hőkezelés eredményezi a legnagyobb törési energiát biztosító anyagot, mivel itt tapasztalhatók az ebből a szempontból legkedvezőbb nyomószilárdság-törési alakváltozás értékpárok. A vizsgálatok során a törési alakváltozás elérésekor a mintában makroszkopikus repedés keletkezett (részletesen lásd a 6.3 alfejezetet).

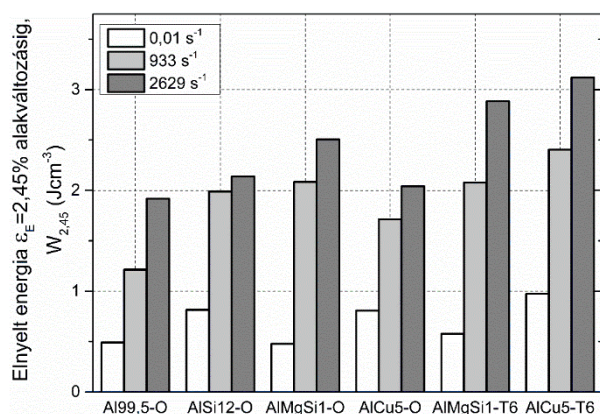


6.5. ábra A fajlagos törési munka változása a vizsgálati változók függvényében

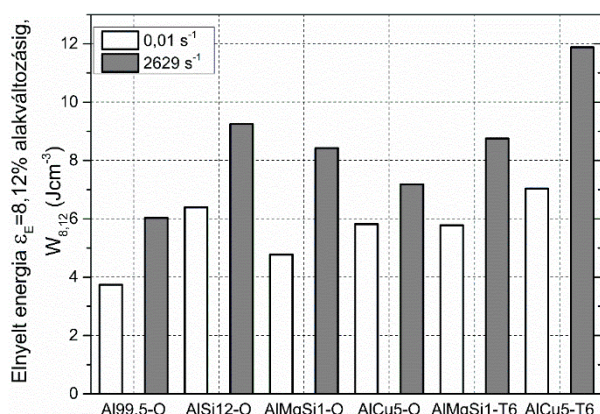


6.6. ábra A teljes elnyelt mechanikai energia változása a vizsgálati változók függvényében

Az elnyelt energia számszerű értékeit a különböző anyagokra és terhelési sebességekre a 6.6. ábra mutatja. A teljes folyamat alatt elnyert energiát a kapott mérnöki feszültség-mérnöki alakváltozás görbék numerikus integrálásával határoztuk meg. A kvázi-statisztikus mérés során a zömítést 50%-os globális alakváltozásig végeztük, aminek végén a próbatestek egyben maradtak. Ilyenkor a mátrixanyagnak egyértelmű hatása volt az elnyelt energiára. Az eredmények alapján látszik, hogy a T6-os hőkezelés előnyösebb ebből a szempontból, mint a homogenizáló hőkezelés. Mivel a dinamikus alakváltozási sebességeknél a gép konstrukciója miatt eltérő teljes alakváltozást lehetett csak elérni, ezért a kapott eredmények egymással közvetlenül nem összehasonlíthatók. A 2629 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett az elnyelt energia lényegesen nagyobb (közel háromszoros) volt, mint a 933 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett végzett méréseknél tapasztalt, köszönhetően a nagyobb teljes alakváltozási értéknek. Fontos hangsúlyozni azonban, hogy ezen érték a gép karakterisztikájától függő mennyiség. Ezt kiküszöbölendő a különböző anyagú és hőkezeltességű minták zömítéséből kapott eredmények alapján előállítottuk a 6.7. ábra és 6.8 ábra diagramját. Az ábrákon a teljes elnyert energia értékek találhatóak, amiket a két dinamikus mérés során tapasztalt legkisebb teljes alakváltozási értékek alapján (a legkisebb teljes alakváltozási értékekig integrálva) határoztunk meg numerikus integrálással. A különböző alakváltozási sebességeknél tapasztalható teljes alakváltozások számszerű értékeit a 6.2. táblázat tartalmazza.



6.7. ábra A vizsgált szintaktikus fémhabok által elnyelt fajlagos energia $\epsilon_E=2,45\%$ érték mellett



6.8. ábra A vizsgált szintaktikus fémhabok által elnyelt fajlagos energia $\epsilon_E=8,12\%$ érték mellett

6.2. táblázat Az előállított szintaktikus maximális mérnöki alakváltozás értékei

Mátrix	Teljes alakváltozás $0,01\text{ s}^{-1}$ mellett (%)	Teljes alakváltozás 933 s^{-1} mellett (%)	Teljes alakváltozás 2629 s^{-1} mellett (%)
Al99,5-O	50	2,45	8,12
AlSi12-O		2,85	8,13
AlMgSi1-O		3,01	8,86
AlCu5-O		3,16	8,72
AlMgSi1-T6		3,03	9,03
AlCu5-T6		3,53	9,43

A legkisebb teljes alakváltozás értékeit az oldó hőkezelt Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhabok mutatták. Ezek az értékek (933 s^{-1} alakváltozási sebességnél 2,45%, 2629 s^{-1} -nél 8,12%) voltak a numerikus integrálás határai a teljes fajlagosan elnyelt energia meghatározása során. Az így meghatározott értékek (a közös integrálási határok miatt) már összehasonlíthatók egymással. A 6.7. ábra és a 6.8 ábra egyértelműen mutatja a különböző alakváltozási sebességek közötti különbséget. A 2,45%-os teljes alakváltozás mellett a legnagyobb alakváltozási sebességű méréseknél tapasztalt elnyelt energia értékek közel kétszeresei a kvázi-statisztikus állapotban mértekhez képest. Hasonló eredmények figyelhetők meg a 8,12%-os alakváltozással számolt értékeknél is.

A szakirodalomban számos mátrixanyagú és gömbhéjú szintaktikus fémhab típus fellelhető, amelyek összehasonlítása korántsem egyszerű feladat. A különböző, más kutatócsoportok által előállított és vizsgált fémmátrixú szintaktikus fémhabok nyomószilárdsági értékek összehasonlítása végett elkészítettünk egy táblázatot (6.3. táblázat), ami az adott fémhab összetételét, nyomószilárdság értékeit (kvázi-statisztikus és dinamikus terheléseknél), és az általuk fajlagosan elnyelt energia számszerű értékeit tartalmazza.

6.3. táblázat A szintaktikus fémhabok növelt alakváltozási sebességen mért mechanikai tulajdonságainak összevetése a szakirodalmi adatokkal

Mátrix	Töltőanyag	Nyomószilárdság, σ_c (MPa)		Fajlagos energiaelnyelés, W (Jcm ⁻³)		Hiv.
		K-S ^a	Dinamikus ^b	K-S ^c	Dinamikus ^d	
Cp-Al	SL75 65 tf%	109	140@2300	55@60	-	[70]
Al7075-O	(<75 μm)	199	231@2300	-	-	
Al7075-T6		229	248@2300	36@25	-	
Al4032	pernye 5 tf% (44-106 μm)	254	219@754 256@1293 280@1629 288@2136	-	- - - -	[76]
A356	SiC _{gh} 60 tf% (1 mm)	163	124@940 119@970 125@1160 123@1165 121@1220 119@1310 130@1425 125@1520	-	- - - - - - - -	
A380	Al ₂ O ₃ 40–50 tf% (0–0,5 mm)	165	160@1000	48@40	-	[80]
	Al ₂ O ₃ 40–50 tf% (1–2 mm)	120	140@1000	39@47	-	
Al6061	Cenosphere 45 tf% (200 μm)	45	48@2650 55@3350	18@47	28@43@2650 33@43@3350	[85]

A táblázat a következő oldalon folytatódik.

6.3 táblázat A szintaktikus fémhabok növelt alakváltozási sebességen mért mechanikai tulajdonságainak összevetése a szakirodalmi adatokkal (folytatás)

Mátrix	Töltőanyag	Nyomószilárdság, σ_c (MPa)		Fajlagos energiaelnyelés, W (Jcm ⁻³)		Hiv.
		K-S ^a	Dinamikus ^b	K-S ^c	Dinamikus ^d	
Cp-Al	Cenosphere 70 tf% (90 μ m)	75	108@1400	27@40	-	[71]
			114@3000		-	
			119@5000		40@40@5000	
	Cenosphere 65 tf% (150 μ m)	45	65@2200	17@40	-	
			69@4400		-	
			69@5000		29@40@5000	
Al2014	Cenosphere 34 tf% (90 μ m)	184	190@1	56@30	56@30@1	[72, 73]
			195@10		50@30@10	
			197@420		-	
			223@750		70@30@50	
			210@900		64@30@900	
			204@1400		60@30@1400	
	Cenosphere 35 tf% (200 μ m)	161	167@1	51@30	51@30@1	
			187@10		50@30@10	
			206@750		63@30@750	
			197@1400		58@30@1400	
A356	Globomet 316–65 tf% (2,2 mm)	82	88@1780	41@50	43@50@1780	[21, 137,
			87@1465		43@50@1465	
	Globomet 316–65 tf% (4 mm)	75	105@1431	37@50	38@50@1431	138]
	Globomet 316–65 tf% (5,2 mm)	83	90@1922	5@10	10@10@1922	
			85@767		7@10@767	

^aK-S=kvázi-statikuss.

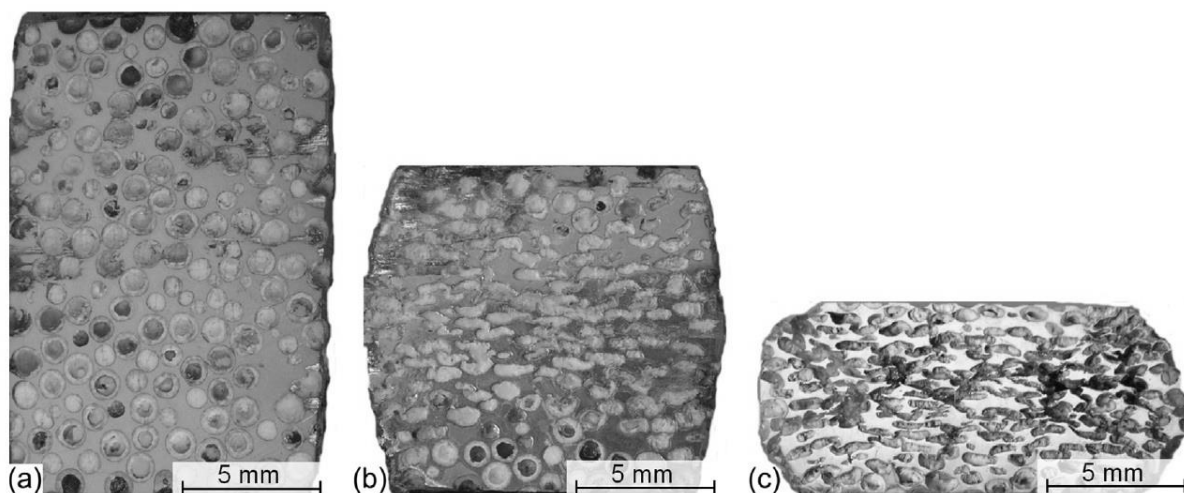
^bAz alakváltozási sebesség s⁻¹-ben értendő, például: 140@2300=140 Mpa, a sebesség 2300 s⁻¹.

^cAz alakváltozás mértéke %-ban értendő, például 55@60=55 Jcm⁻³ 60%-os alakváltozásig.

^dAz alakváltozás mértéke %-ban, míg az alakváltozási sebesség s⁻¹-ben értendő, például 28@43@2650=28 Jcm⁻³ elnyelt munka 43%-os alakváltozásig és 2650 s⁻¹ alakváltozási sebességen.

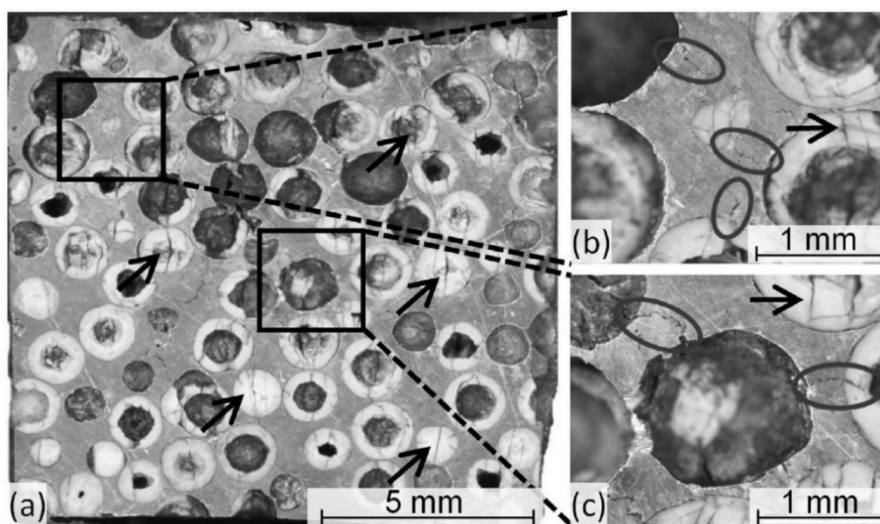
6.3 Tönkremeneteli mechanizmusok

A tönkremeneteli mechanizmusok tekintetében a különböző típusú szintaktikus fémhabok nagyon hasonlóan viselkedtek, viszont az alakváltozási sebesség hatása egyértelműen megfigyelhető a tönkremenetelt illetően. A 6.9. ábra egy ötvözetlen, homogenizált hőkezelt állapotú Al99,5 mátrixú minta tönkremeneteli folyamatát mutatja több alakváltozási értéknél. A 6.9a. részábrán egy zömített minta keresztmetszeti csiszolata látható 2%-os képlékeny alakváltozást követően. Nem figyelhetők meg törött gömbhéjak az anyag belsejében, ami alapján megállapítható, hogy ekkora alakváltozásnál a deformáció a mátrix anyag képlékeny alakváltozása miatt következik be. Mivel a véletlenszerű elrendeződés miatt a térkitöltés ~65%-os (szemben a tökéletes térkitöltöttséget jelentő 74%-kal) a gömbhéjak között a mátrixanyag képlékeny alakváltozása végbe mehet a deformáció során.



6.9. ábra Egy Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhab minta keresztmetszeti csiszolata kvázi-statisztikus terhelés mellett, 2% (a), 30% (b) és 60% (c) alakváltozás mellett

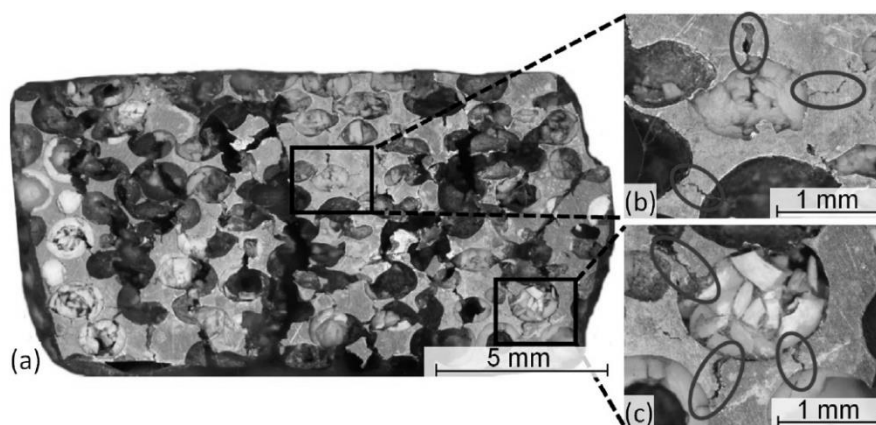
A 6.9b. ábrarészleten egy minta keresztmetszeti csiszolata látható 30%-os képlékeny deformációt követően. A minta közepén egy jól elkülöníthető sáv látható, ahol a gömbhéjak eltörtek. Az itt lévő töltőanyag elvesztette gömb jellegét, a középső régióban a gömbhéjak darabjai teljes mértékben összenyomódtak. A minta és a szerszám között fellépő súrlódás miatt a zömített próbatest hordósodása is megfigyelhető. További zömítés során a teljes próbatest deformálódott (lásd a 6.9c. ábrarészletet), amely a teljes anyagi keresztmetszeten megfigyelhető. A folyamat fokozatos jellege miatt a zömítés során az anyag nagy mennyiségű energiát nyelt el (6.6. ábra). A 6.10. ábra egy homogenizált hőkezeltségi állapotú Al99,5 mátrixú 933 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett zömített minta keresztmetszeti képét mutatja a zömítést követően.



6.10. ábra Egy 933 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett zömített Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhab keresztmetszeti csiszolatának teljes képe (a) és egyes részeinek nagyítása (b, c)

A kvázi-statisztikus állapothoz képest jelentős eltéréseket lehet megfigyelni a mintán már 2,45 % alakváltozást követően is. Míg kvázi-statisztikus körülmények között vizsgálva a 2%-os

alakváltozást követően a mintában nem voltak megfigyelhetők törött gömbhéjak, addig a 933 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett végzett zömítés hatására a fémhabban lévő töltőanyag falaiban repedések jelentek meg. Az ábrán látható nyílak pár jellegzetes és jól látható repedést mutatnak. A létrejött repedések párhuzamosak voltak a terhelés iránnyal, valamint az anyagban lévő gömbhéjak megtartották gömb jellegüket. A nagyított képeken (lásd 6.10b. és 6.10c. részabrák) a gömbhéjak között, a mátrix anyagban futó repedéseket lehet megfigyelni, amelyeket a képeken ellipszisek jelölnek. Ezek a repedések a gömbhéjak rideg törésénél indultak és feltehetőleg a gömbhéjak belsejében lévő megnövekedett gáznyomás miatt terjedtek. Ezt a jelenséget Rabiei és társai acél gömbhéjjal töltött hab kompozitoknál már szintén megfigyelték [137]. A repedések a mátrix anyaghoz érve vagy megállnak, vagy a szomszédos gömbhéjig tovaterjednek. A 6.11. ábra az Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhab keresztmetszeti csiszolati képét mutatja 2629 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett végzett zömítést követően, egészen 8,12 %-os teljes alakváltozásig. A nagy becsapódási energia miatt a létrejött alakváltozás jelentősen nagyobb, mint az előző (933 s^{-1}) terhelési sebességnél. A gömbhéjak teljesen eltörtek, elvesztették gömb jellegüket, az üregek ellaposodtak és az anyagban létrejött nagyobb méretű, kvázi egyenes repedések mentén kiperegtek. Egyes próbatestek 2-3 nagyobb darabra szét is váltak a repedések mentén (lásd 6.11a. ábrarészlet). A legtöbb gömbhéj több apró darabba tört, amely a vágás, csiszolás és polírozás folyamán a befoglaló anyagból kiesett, üregeket hagyva maguk után. A 6.11b. és 6.11c. részabrák a törött gömbhéjak két tipikus formáját mutatják. A szomszédos gömbhéjak közötti repedések jelentősen nagyobbak és szélesebbek voltak a nagyobb deformáció okozta nagyobb belső nyomásnak köszönhetően.



6.11. ábra Egy 2629 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett zömített Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhab keresztmetszeti csiszolatának teljes képe (a) és egyes részeinek nagyítása (b, c)

6.4 Következtetések

A vizsgált szintaktikus fémhabok mérnöki feszültség-mérnöki alakváltozás görbéi a kvázi-statisztikus körülmények között és a nagy alakváltozási sebességgel végzett mérésekben jelentősen különböznek egymástól, ettől függetlenül a szabványos karakterisztikus tulajdonságok jól meghatározhatók.

A mátrixanyag kémiai összetételének, az alkalmazott hőkezelésnek és az alkalmazott alakváltozási sebességnek jelentősen eltérő, de jól meghatározható hatása van a vizsgált fémmátrixú szintaktikus fémhabok nyomószilárdsági tulajdonságaira. A legfontosabb szilárdsági jellemzők (nyomószilárdság és szerkezeti merevség) növekedtek, míg az alakváltozási képességet leginkább jellemző törési alakváltozás csökkent a növelt alakváltozási sebesség hatására, vagyis a darabok ridegebben viselkedtek. A paraméterek helyes megválasztásával egy adott alkalmazásnak és várható igénybevételi sebességnek megfelelő tulajdonságokat biztosító anyag is előállítható.

A kvázi-statisztikus és dinamikus körülmények mellett végzett vizsgálatok során különböző tönkremeneteli mechanizmusok voltak megfigyelhetők. A kvázi-statisztikus körülmények között végzett méréseknél a terhelés lassú, időben hosszú lefolyása miatt diffúz zömülés volt megfigyelhető, amely során a mátrix anyag képlékenyen deformálódott a gömbhéjak pedig eltörtek, majd zömültek, de a próbatestek mindvégig egyben maradtak. A nagyobb alakváltozási sebesség mellett (933 s^{-1}) elvégzett vizsgálatoknál, a tönkremeneteli mechanizmus megváltozott a terhelés hirtelen felépülése miatt: a gömbhéjak egyenes, a terhelés irányával párhuzamos repedései következtek be. A legnagyobb alakváltozási sebesség (2629 s^{-1}) mellett a gömbhéjak több apró darabba törtek, a próbatest pedig több külön álló darabra esett szét, ami szintén az igénybevételi sebesség – mint állapotényező – ridegítő hatását igazolta.

A legnagyobb alakváltozási sebességgel végzett vizsgálatok során a repedések a gömbhéjak rideg töréseitől indultak. A repedések megjelenését és terjedését az alakváltozás során az üregekben fellépő nagy gáznyomás is befolyásolta. A repedések a mátrixanyagban tovább terjedtek vagy elérték a szomszédos gömbhéjat, aminek határfelületén a repedések elhaltak. A legnagyobb alakváltozási sebességgel (2629 s^{-1}) végzett vizsgálatoknál a létrejött repedések hosszabbak és szélesebbek voltak, mint a kisebb alakváltozási sebesség (933 s^{-1}) mellett végzett dinamikus mérések során tapasztaltak.

7 A szintaktikus fémhabok radiális irányban gátolt zömítése

A szintaktikus fémhabok alkalmazási példái többször irányoznak elő olyan beépítési módot, amikor az alkatrész nyomó igénybevétel alatt van, de alakváltozása gátolt. A szintaktikus fémhabok ilyen körülmények közötti tulajdonságait foglalja össze ez a fejezet.

7.1 A részterület szakirodalmának összefoglalása

Ebben a témakörben – speciális mivolta és nehezebb kivitelezhetősége miatt – jóval kevesebb szakirodalmi forrás érhető el. Így jóval kevesebb információ áll rendelkezésre a gátolt alakváltozás okozta, többtengelyű feszültségi állapotban lévő szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságairól. Ennek a területnek a vizsgálata két okból indokolt. Egyrészt a gátolt alakváltozási körülmények között terhelt fémhabok várhatóan jóval nagyobb mechanikai energiát képesek elnyelni alakváltozásuk során, mint a sík lapok közötti szabad zömítés során. Másrészt azokban az alkalmazásokban, ahol üreges szelvényeket építenek be, a szintaktikus fémhab töltőanyaggal jelentősen növelhető a szerkezet mechanikai stabilitása, a stabilitásvesztésnek történő ellenállása.

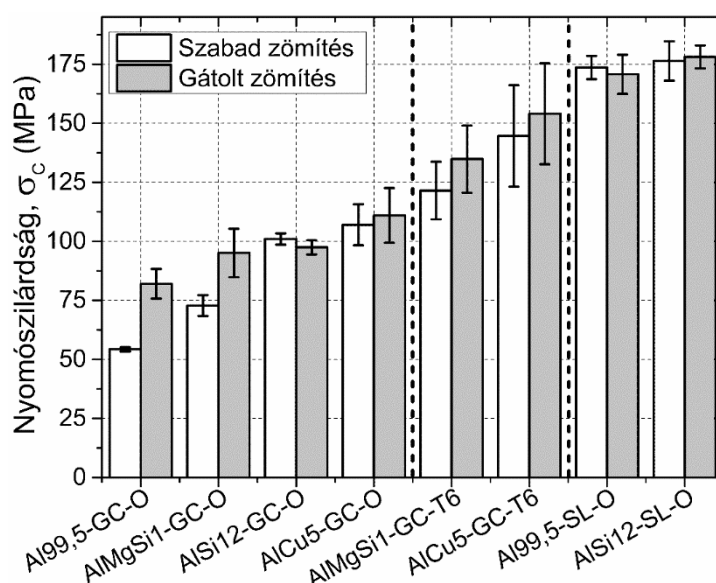
Kifejezetten ezzel a problémakörrel foglalkoztak Kiser és munkatársai [139] a vegyesoxid kerámia gömbhéj erősítésű, alumínium ötvözet mátrixú szintaktikus habok vonatkozásában. Munkájukban a szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságait vizsgálták síklapok közötti szabad és radiális irányban gátolt, vagyis már a terhelés kezdetétől többtengelyű feszültségi állapotot megvalósító zömítéssel. A síklapok közötti szabad zömítés során a tönkremenetel már kis tengelyirányú alakváltozás hatására is megindult és egy lokalizált törési sáv formájában jelent meg. Radiális irányban gátolt alakváltozású, többtengelyű feszültségi állapotot jelentő zömítés során az alakváltozáshoz szükséges feszültség fokozatosan és monoton növekedett, valamint a szintaktikus fémhabok energiaelnyelő képessége kimagaslóan nagy volt. Ezen eredmények alapján a szerzők azt a következtetést vonták le, hogy a szintaktikus fémhabok kiváló anyagok lehetnek olyan alkalmazásokhoz, ahol lokálisan nagy terhelésnek (például becsapódó anyagdarab), globálisan pedig nyomó terhelésnek vannak kitéve. A kutatók kiemelik azt is, hogy a gömbhéjak mennyiségének és alaki jellemzőinek (átmérő, átmérő / falvastagság hányados) célszerű megválasztásával a szintaktikus fémhabok energiaelnyelő képessége és nyomószilárdsága testreszabható.

Tao és kollégái Al-Mg-Si ötvözet mátrixú, SL típusú, vegyesoxid kerámiából álló gömbhéjakkal erősített szintaktikus fémhabokat vizsgáltak [83]. Az anyagok tulajdonságainak elemzése mellett a próbatestek tönkremenetelét is vizsgálták és megállapították, hogy a sík lapok közötti zömítés során a tönkremenetel módja egy határozott törési sáv megjelenése (Griffith-féle hasadásos törés), amely a terhelési iránnyal $\sim 45^\circ$ -os szöget zár be, vagyis a legnagyobb nyíróigénybevételnek megfelelő síkban jelentkezik. A radiális irányban gátolt alakváltozású zömítéseknél a próbatestek fokozatos tömörödését figyelték meg, kitüntetett hasadási sík nem jött létre a darabokban. A mátrixanyag képlékeny deformációjával kitöltötte az összeroppanó gömbhéjak által üresen hagyott teret és ennek során a próbatestek nagymértékű mechanikai energiát nyeltek el.

Ehhez a területhez kapcsolódik a mi kutatómunkánk is, figyelembe véve a gömbhéjak méretének, a mátrixanyag minőségének és a szintaktikus fémhabok hőkezelttségi állapotának hatását [140].

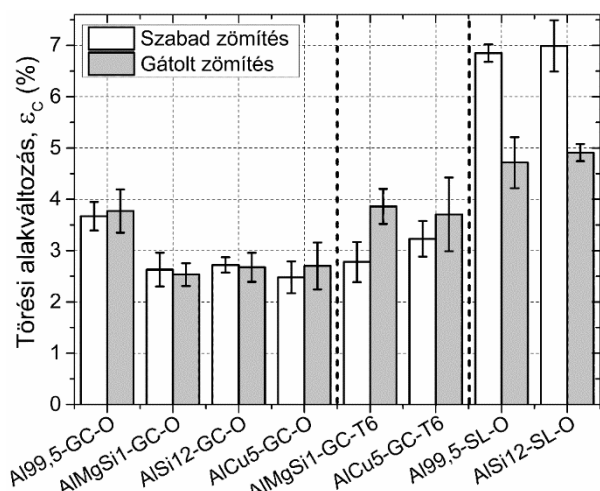
7.2 Karakterisztikus mechanikai tulajdonságok

A szintaktikus fémhabok felhasználásakor fontos szempont, hogy milyen méretben és milyen körülmények közé kerülnek beépítésre. Az első szempontnál a méretviszonyok a fontosak (karcsúság), a második szempontnál a szintaktikus fémhabot érő közegeken kívül a rendelkezésre álló alakváltozási lehetőségek a fontosak. A fémhabok ismert felhasználási példája, amikor héjszerkezetekként, vagy (zárt) szelvények mechanikai stabilitásának fokozása érdekében töltőanyagaként építik be azokat. Ezekben a beépítési módokban az alakváltozás nem ritkán gátolt [140]. A karakterisztikus tulajdonságokat több változó függvényében elemeztük: vizsgáltuk a gömbhéjak méretének, a mátrixanyag összetételének és a hőkezelttségi állapotnak a hatását is. A nyomószilárdság értékeit a 7.1. ábra mutatja be. Az első négy oszloppáron a mátrixanyag kémiai összetételének hatása követhető nyomon, oldó hőkezelésnek kitett állapotban. Mind szabad zömítés, mind pedig radiális irányban gátolt zömítés során az Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhabok nyomószilárdsága volt a legkisebb. Az 5.3 fejezetben leírtakhoz hasonlóan az ötvözettség mértékének növelésével nőtt a próbatestek nyomószilárdsága is. Általánosságban, a radiális irányban gátolt alakváltozású nyomóvizsgálatok során a nyomószilárdság nagyobbra adódott. Kisebb mértékű ötvözetésnél (Al99,5 és AlMgSi1) a szabad és a gátolt zömítés között nagyobb, míg nagyobb mértékű ötvözetésnél (AlSi12 és AlCu5) elhanyagolható (szórás sávon belüli) különbség volt mérhető. Ennek tekintetében a mátrixanyag összetételének tehát meghatározó befolyása volt a szintaktikus fémhabok nyomószilárdságára, a szilárdság a mátrix szakítószilárdságával (lásd 3.1. táblázat) párhuzamosan nőtt.

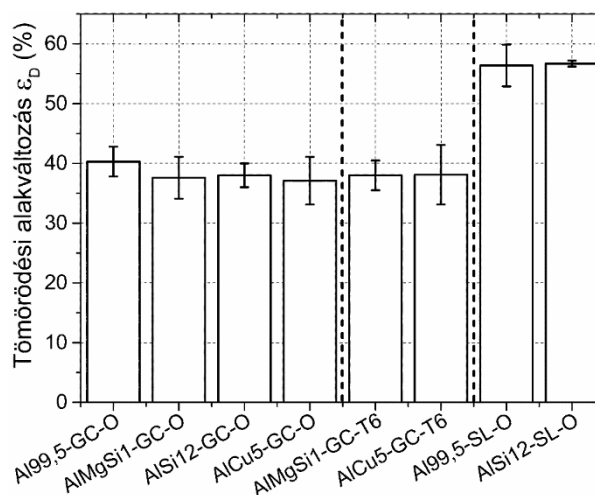


7.1. ábra A szintaktikus fémhabok radiális irányban gátolt alakváltozású és szabad zömítés során mért nyomószilárdsága

A T6-os hőkezelési állapotban (7.1. ábra, 5. és 6. oszloppár) a nyomószilárdság lényegesen nőtt ($\sim +30\%$), de ez még mindig elmaradt a várttól. A hőkezelés hatására ugyanakkor a nyomószilárdság szórása is nőtt. Ennek okán – habár az átlagértékek növekedtek – a nyomószilárdság értékek a gátolt alakváltozású nyomóvizsgálatok során a (kiszélesedett) szórási sávon belül maradtak. Az 5.2 fejezetben részletezetteknek megfelelően a kisebb átlagos átmérőjű SL jelű kerámia gömbhéjak nagyobb nyomószilárdságot biztosítottak a fémhaboknak szabad és radiális irányban gátolt zömítés állapotában egyaránt (7.1. ábra, 7. és 8. oszloppár). Az SL jelű gömbhéjakkal töltött fémhabokban a nyomószilárdság tekintetében elhanyagolható hatása volt a radiális irányú alakváltozás megakadályozásának. A törési alakváltozás változását – hasonló ábrafelépítésben – a 7.2. ábra mutatja be.



7.2. ábra Radiális irányban gátolt alakváltozású szintaktikus fémhabok törési alakváltozása



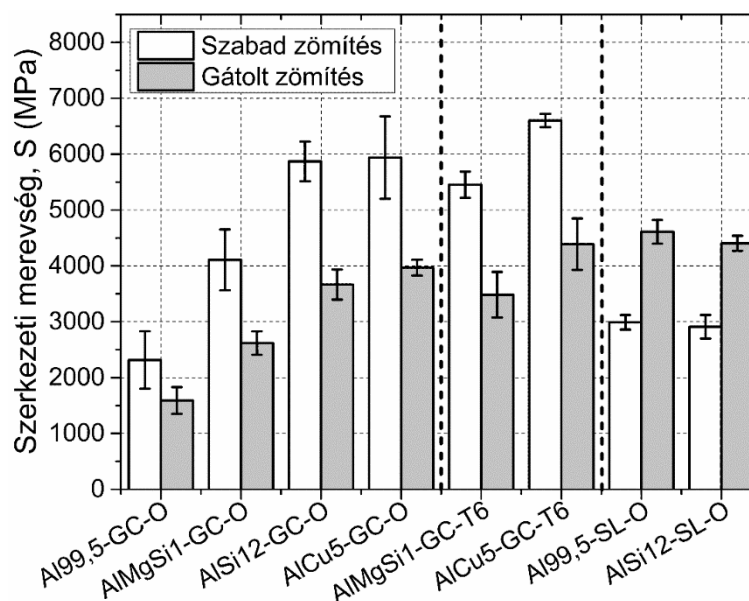
7.3. ábra Radiális irányban gátolt alakváltozású szintaktikus fémhabok tömörödési alakváltozása

A mátrixanyag hatását tekintve a törési alakváltozás minden ötvözés hatására csökkent $\sim 20\%$ -ot az ötvözés és az esetlegesen jelenlévő maradó kiválások, illetve eutektikus összetétel miatt. A T6 hőkezelés kis növekedést okozott a törési alakváltozásban, a nagyobb nyomószilárdságok biztosította hosszabb rugalmas alakváltozási szakaszok miatt. Az oldó hőkezelt állapotban az alakváltozás gátlása elhanyagolható (szórás sávon belüli) különbségeket okozott a törési alakváltozásokban, ezzel szemben a T6 hőkezelt állapotban a próbatestek érzékenyebbek voltak a háromtengelyű feszültségi állapotra: a létrejövő radiális irányú nyomás révén nagyobb törési alakváltozások voltak mérhetők. A kisebb, SL jelű gömbhéjakkal töltött fémhaboknál a törési alakváltozás csaknem kétszer nagyobbra adódott, mint a GC jelű gömbhéjak alkalmazásával előállított fémhaboknál, ugyanakkor gátolt alakváltozású zömítésnél megjelent a kisebb gömbhéjak érzékenysége a többtengelyű igénybevételekre és a törési alakváltozás értékek a szabad zömítéshez hasonlóan jelentősen csökkentek.

A következő karakterisztikus tulajdonság a tömörödési alakváltozás, amit a 7.3. ábra mutat be. A tömörödési alakváltozás felépítésfüggő tulajdonságnak mutatkozott, vagyis gyakorlatilag csak a gömbhéjak átlagos mérete (és közvetetten a méret eloszlása) volt rá hatással. A többi

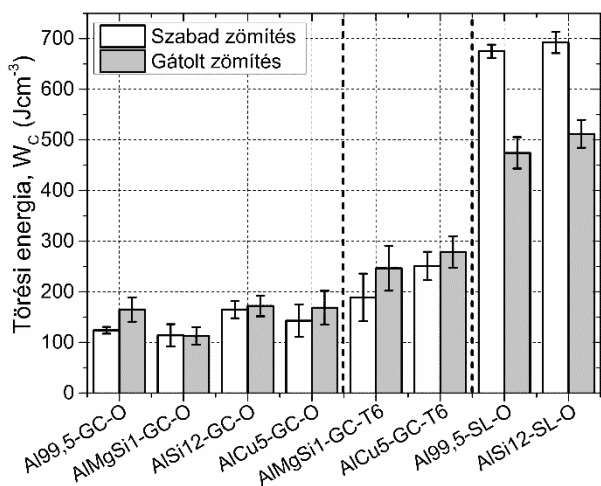
vizsgálati változó (mátrix összetétel, hőkezelési állapot) elhanyagolhatónak mutatkozott és a szórássávon belüli átlagérték változásokat okozott.

A szerkezeti merevség változását a 7.4. ábra szemlélteti. A nagyobb, GC jelű gömbhéjakkal töltött fémhabok szabad zömítésekor a szerkezeti merevség a nyomószilárdsághoz hasonlóan változott, értékét erősen befolyásolta a mátrix kémiai összetétele. A legkisebb merevséggel az Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhabok bírtak, amit a kismértékű ötvözés $\sim +50\%$ -kal, az intenzívebb ötvözés pedig $\sim +100\%$ -kal növelt, a zömítés szabad, vagy gátolt jellegére való tekintet nélkül.

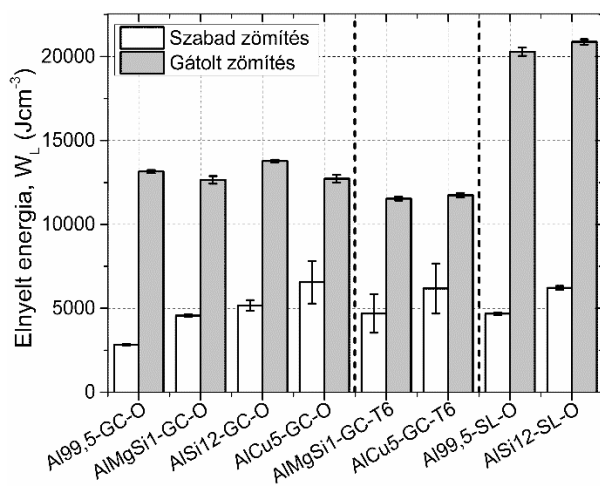


7.4. ábra A szintaktikus fémhabok radiális irányban gátolt alakváltozású és szabad zömítés állapotában mért szerkezeti merevsége

Az AlSi12 jelű, közel eutektikus ötvözetben a Si lemezek jelentősen növelték a szerkezeti merevséget. Az AlCu5 ötvözetben az oldatba vitt Cu atomok a rácsszerkezetet torzítják, ami ugyancsak a merevség növekedéséhez vezetett. A zömítés jellegének szempontjából a több tengelyű igénybevétel miatt az egyenértékű feszültség már kisebb axiális feszültségnél elérte a képlékeny alakváltozáshoz szükséges szintet és a szerkezeti merevség látszólag kisebb volt. A T6 hőkezelt mintáknál a szerkezeti merevség nagyobbra adódott a kiválások okozta nagyobb nyomószilárdság miatt. A kisebb, SL jelű gömbhéjakkal töltött fémhaboknál a lefutás fordított volt és a merevséget elsősorban a kerámia gömbhéjak típusa határozta meg és nem a mátrixanyag (anyagtól függetlenül hasonló szerkezeti merevségeket mértünk). A gátolt alakváltozási állapotban a szerkezeti merevség kisebbnek bizonyult, ami a törési alakváltozásnál leírtakat igazolta: a kisebb gömbhéjak kisebb falvastagságuk okán kisebb törési alakváltozást mutattak a több tengelyű alakváltozás során, ami jelentősen csökkentette a szerkezeti merevségüket is. A teherviselő képességet kifejező szilárdsági és alakváltozási mérőszámokon kívül nagy jelentősége van az energiaelnyelő képességnek is. A törési alakváltozásig elnyelt energiát, vagyis a törési energiát a 7.5. ábra, míg a teljes alakváltozás során elnyelt energiát a 7.6. ábra reprezentálja.



7.5. ábra Radiális irányban gátolt alakváltozású szintaktikus fémhabok törési energiája

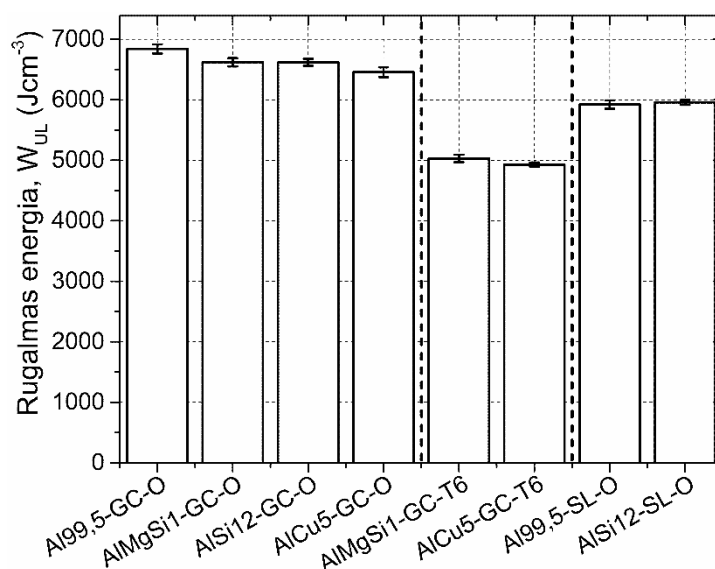


7.6. ábra Radiális irányban gátolt alakváltozású szintaktikus fémhabok teljes elnyelt energiája

Oldó hőkezelésnek alávetett állapotban a törési energia főleg a gömbhéjak átlagos méretétől függött. A nagyobb, GC jelű kerámia gömbhéjakkal töltött fémhaboknál a mátrixanyag kémiai összetétele alig befolyásolta a törési energiát, csak a T6 (szilárdságnövelő) hőkezelésnek volt kedvező hatása, $\sim +70\%$ -kal megnövelte a törésig elnyelt energiát a jóval nagyobb nyomószilárdság révén. Ugyancsak kis hatással volt a törési energiára a zömítés szabad, illetve gátolt mivolta. A gátolt zömítés körülményei között is elhanyagolható volt a mátrixanyag kémiai összetételének hatása: az átlagos értékek szórási sávon belül ingadoztak. A kisebb, SL jelű gömbhéjakat tartalmazó mintáknál a trendek hasonlóan alakultak. A törési energia $\sim 2,5$ -ször nagyobbak adódtak, de a mátrixanyagnak továbbra sem volt jelentős befolyása az értékekre. Ugyanakkor a nagyobb gömbhéjakkal ellentétben erős hatása volt a zömítés módjának: radiális irányban gátolt zömítés során a törési energiák jóval kisebb értékűre adódtak, ami ismét a kis átlagos átmérőjű és kis falvastagságú gömbhéjak feszültségi állapot érzékenységét bizonyította. A zömítés során elnyelt teljes energia tekintetében (7.6. ábra) a törési energiánál leírt trendekkel szemben a mátrixanyag kémiai összetételének volt a legnagyobb hatása. A nagyobb szilárdságú mátrixanyag nagyobb platófeszültséget (3.5. ábra, D és E pont között) és ezáltal több elnyelt energiát eredményezett. A teljes elnyelt energia mennyiségét nem igazán befolyásolta a T6 hőkezelés sem: némileg nagyobb feszültség szinteken több mikrorepedés keletkezett, amelyek nyomán kis, lokális feszültségelepülések jelentkeztek, összességében az elnyelt energia alig változott.

A szabad zömítés során a kisebb gömbhéjak jobb teljesítményt nyújtottak és nagyobb szilárdságuk révén nagyobb mennyiségű mechanikai energiát nyeltek el a teljes folyamat alatt. A radiális irányban gátolt nyomóvizsgálatok során az összes elnyelt energia mennyisége (minimum) kétszer nagyobbak bizonyult, ilyenkor az elnyelt energia mennyiségét elsősorban a gömbhéjak mérete befolyásolta. A kisebb, SL jelű gömbhéjakkal töltött fémhaboknak sokkal nagyobb feszültségre volt szüksége ahhoz, hogy a képlékenyen deformálódó mátrixanyag behatoljon a törött gömbhéjak helyére, mint a nagyobb, GC jelű gömbhéjakkal töltött fémhaboknál. Utóbbiaknál nagyobbak voltak az egyes, rendelkezésre álló, megüresedett

térfogatok és a nagyobb helyeken a mátrix képlékeny alakváltozása is kevésbé volt korlátozott. Végezetül a próbatestek E pont (3.5. ábra) utáni leterhelése során visszanyert energiát mutatja a 7.7. ábra.

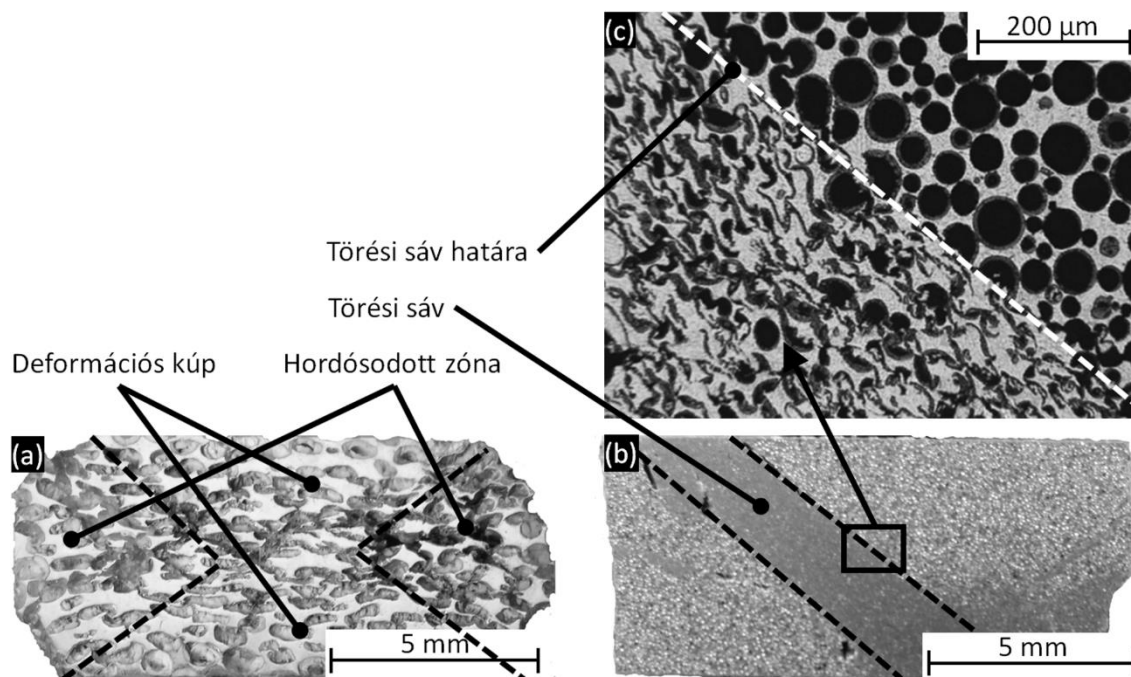


7.7. ábra Radiális irányban gátolt alakváltozású szintaktikus fémhabok leterhelés során visszanyert energiája

A visszanyerhető (rugalmas) energia mennyiségét elsősorban a hőkezeltégi állapot és a beépített gömbhéjak mérete befolyásolta. A T6 hőkezelés jelentősen csökkentette a visszanyerhető energia mennyiségét, mivel a nagyobb szilárdságú mátrixanyag kisebb alakváltozást szenvedett egy adott feszültségszinten és ezáltal a rugalmas alakváltozás mértéke is kisebb volt, vagyis a visszanyerhető energia értéke is kisebbre adódott. Hasonló, szilárdsági megfontolások okán a kisebb gömbhéjakat tartalmazó fémhabokból is valamivel kevesebb energia volt visszanyerhető.

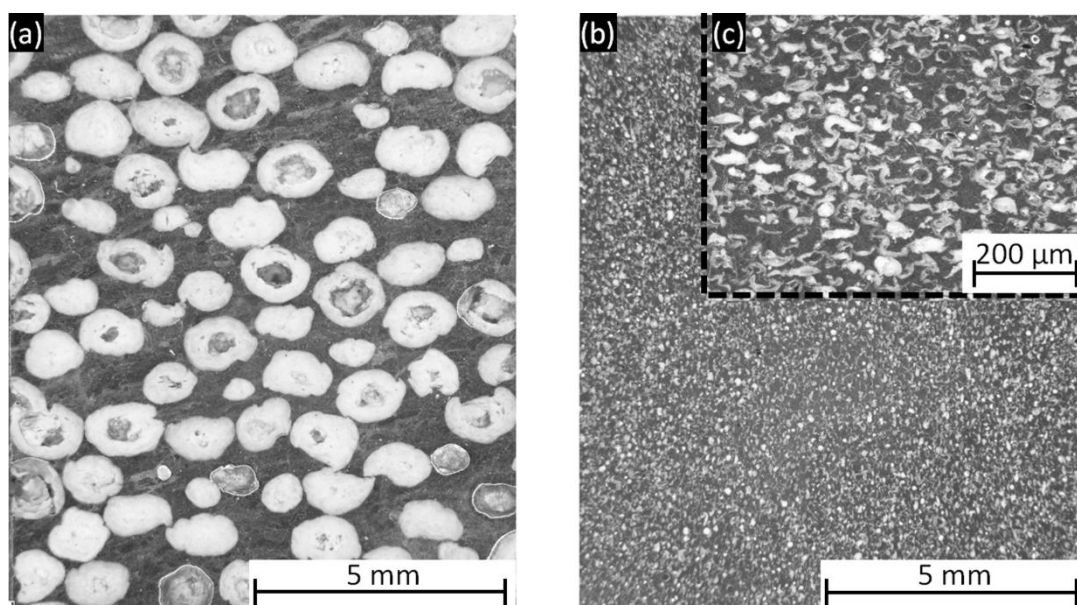
7.3 Tönkremeneteli mechanizmusok

A mechanikai tulajdonságok mellett fontos megvizsgálni a próbatestek tönkremeneteli módjait is. A szabad és a radiális irányban gátolt körülmények között zömített és tönkrement próbatestek makroszkópos felvételeit mutatja a 7.8. és a 7.9. ábra. A szabad zömítés során a GC és az SL jelű gömbhéjakkal erősített szintaktikus fémhabok nagyon eltérő viselkedést és tönkremeneteli módot mutattak. A GC jelű próbatesteknél a dupla kenés ellenére is intenzív hordósodást tapasztaltunk. A vizsgálatok során, a próbatest tetején és alján két, egymással szemben elhelyezkedő deformációs kúp alakult ki, a legnagyobb alakváltozást a két kúp közötti térrész szenvedte. A deformációs kúpok határát szaggatott vonalakkal jelöltük. A hordósodás miatt a próbatest külső gyűrűje is alakváltozást szenvedett és a kialakuló járulékos radiális erők hatására letöredezett. A hordósodás, a nagymértékű képlékeny alakváltozás és a gömbhéjak fokozatos törése ellenére a folyamatnak a szintaktikus fémhabok átlagos értékeire vonatkoztatva nem volt különösebben nagy mechanikai energiaigénye.



7.8. ábra Szabad zömítés során tönkrement AlMgSi1 mátrixú (a) GC és (b) SL gömbhéjakat tartalmazó fémhabok makroszkópos felvétele, (c) a törési sáv határának mikroszkópi képe

Az SL jelű gömbhéjakkal készített próbatestekben a tönkremenetelt egy hasadási sáv jellemezte, amely a terhelés irányával $\sim 45^\circ$ -os szöget zárt be. A sáv a próbatestet két részre osztotta, a két próbatestfél egymáson elcsúszott, amely során a törési sáv vastagodott és jelentős mennyiségű mechanikai energia nyelődött el (platós szakasz). Érdekes megfigyelés, hogy a törési sáv kivételével a próbatestfelek lényegében nem károsodtak, további alakváltozás hatására további mechanikai energiát lennének képesek elnyelni, jelentősebb feszültség szint növekedés nélkül.



7.9. ábra Radiális irányban gátolt zömítés során tönkrement AlMgSi1 mátrixú (a) GC, (b) SL gömbhéjakat tartalmazó fémhabok makroszkópos felvétele és (c) nagyított részlet

A radiális irányban gátolt zömítés során erősítőanyagtól függetlenül azonos tönkremeneteli mód írható le: a függőleges irányú nyomóterhelés alatt a gömbhéjak összeroppantak és tömörödtek (7.9. ábra). A 7.9. ábra felvételén megfigyelhető, hogy minden egyes gömbhéj törött, bár megjegyzendő, hogy az ábrán bemutatott állapot eléréséig 2-4-szer nagyobb mennyiségű mechanikai energiát nyeltek el a darabok, mint szabad zömítési állapotban. Ez a tény kiváló lehetőséget teremt a szintaktikus fémhabok stabilitásnövelő és lökhárítóelemekként történő alkalmazására, gátolt alakváltozási körülmények között.

7.4 Következtetések

A szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságai radiális irányban gátolt alakváltozási körülmények között zömítve is tipikus, a szabad zömítéshez hasonló, mérnöki feszültség – mérnöki alakváltozás görbével írhatók le. A karakterisztikus mechanikai tulajdonságok a tömörödési alakváltozással és a visszanyerhető energiával egészülnek ki. A nyomószilárdságot, a törési alakváltozást és a szerkezeti merevséget erősen befolyásolta a mátrixanyag kémiai összetétele, a gömbhéjak mérete, a hőkezeltégi állapot és a zömítés szabad, illetve gátolt jellege. A tömörödési alakváltozásra elsősorban a gömbhéjak mérete volt hatással. A nagyobb, GC jelű gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhaboknál a törési energiára elsősorban a hőkezelésnek, míg a kisebb, SL jelű gömbhéjakkal töltött fémhaboknál a zömítés jellegének (szabad / gátolt) volt meghatározó hatása. Gátolt zömítés során az SL jelű gömbhéjak jelentős feszültségi állapot érzékenységet mutattak. A teljes elnyelt mechanikai energiára erős befolyással volt a zömítés jellege: radiális irányban gátolt alakváltozású nyomóvizsgálatok során az elnyelt mechanikai energia (minimum) kétszerese volt a szabad zömítések során mértnek. A visszanyerhető energia mennyiségét a nyomószilárdságon keresztül elsősorban a hőkezeltégi állapot befolyásolta. A szintaktikus fémhabok tönkremenetelét jelentősen befolyásolta a zömítés jellege. Szabad zömítés körülményei között a nagyobb gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhabok hordósodtak és diffúz tönkremenetelt szenvedtek, míg a kisebb gömbhéjakat tartalmazó fémhabokban törési sáv alakult ki. Radiálisan gátolt alakváltozási állapotban a gömbhéj mérettől függetlenül a próbatest axiális irányban tömörödött, a gömbhéjak axiális irányban összeroppantak és a mátrixanyag a próbatest egészen belül jelentős képlékeny alakváltozást szenvedett.

8 A szintaktikus fémhabok viselkedése ismétlődő nyomó igénybevétel hatására

Ipari környezetben üzemelő gépekben gyakori igénybevételi forma az ismétlődő (nem ritkán időben változó feszültségparaméterekkel leírható) ciklikus igénybevétel. A szakirodalomban fellelhető források nagyon limitált adatforrást nyújtanak a fémhabok (általában a fémhabok) fáradási jellemzőiről, különösen kevés és korlátozott az elérhető eredmény a szintaktikus fémhabokra vonatkozóan. Ebben a fejezetben a kutatómunka során előállított szintaktikus fémhabok fáradási tulajdonságairól esik szó, löktető nyomó igénybevétel hatására.

8.1 A részterület szakirodalmának összefoglalása

A kvázi-statisztikus és a nagy alakváltozási sebességű igénybevételek hatására tanúsított tulajdonságok mellett az egyes gépipari alkalmazások szempontjából fontosak az ismétlődő igénybevétellel szemben mutatott tulajdonságok. Ezen a területen azonban csak nagyon kevés számú publikáció elérhető és nagyrészt azok is a „hagyományos” nyílt- és zártcellás fémhabok vizsgálatára, tulajdonságaira fókuszálnak. Összefoglaló munkájukban Ashby és munkatársai [141] kitérnek a különböző fémhabok húzó, nyomó és nyíró módú fárasztására és javaslatokat fogalmaznak meg a próbatestek alakjára és méreteire vonatkozóan. Hasonló mintát követve Degischer és Kriszt összefoglalja a vizsgálatok általános körülményeit és eredményeit [143]. Soubielle és társai ~400 μm pórusméretű, nyílt cellás fémhabokat vizsgált löktető húzó terheléssel ($R=0,1$). A habok ciklikus kúszást mutattak, aminek mértékére erős hatással volt a habok relatív sűrűsége [143]. Amsterdam és társai porkohászati úton előállított Al-Ti fémhabokon végeztek szakítóvizsgálatokat és ciklikus húzóvizsgálatokat. A löktető húzóterhelés először kismértékű, majd egyre gyorsuló ütemű alakváltozást eredményezett, ami a próbatest törésével végződött. A fáradásos repedések a terhelésre merőleges irányban terjedtek az α -Al dendriteken keresztül, ami a kiválásoktól csaknem teljesen mentes töretfelülethez vezetett [144]. Harte és kutatótársai löktető húzó és löktető nyomó terhelés ($R=0,1$) mellett hasonlítottak össze kereskedelmi forgalomban kapható nyílt- és zártcellás fémhabokat. A nyílt cellás fémhabok egyenletes pórusméretüknek és szerkezetüknek köszönhetően egyenletes alakváltozást mutattak. Ezzel szemben a kevésbé homogén felépítésű zártcellás fémhabokban egyetlen törési zóna jött létre, amely a ciklusok számával egyre szélesedett, monoton alakváltozás mellett [145]. McCullough és Fleck hasonló terhelési körülmények között vizsgált Al-Mg-Si alapanyagú fémhabokat a 0,1-0,4 relatív sűrűség tartományban. A fémhabok kifáradási határa a relatív sűrűséggel nőtt és a domináns tönkremeneteli forma a próbatestek lassú, majd egyre gyorsuló, de monoton alakváltozása volt, ami arra utal, hogy az élettartam nagyon érzékeny a terhelési amplitúdóra [146]. Banhart és Brinkers porkohászati úton, 0,5 t% TiH_2 habosítóanyaggal előállított Al-Si ötvözet alapanyagú (Al+7 t% Si), különböző relatív sűrűségű zártcellás fémhabokat vizsgált. A hengeres próbatesteket ($R=0,1$) feszültségasszimetria-tényezőjű löktető nyomó igénybevétellel terhelték. A vizsgálatok során a szerzők rámutattak, hogy az eredmények értelmezése erősen függ a tönkremeneteli kritériumtól, amit azonban a habok alakváltozási mechanizmusainak

következtében nem magától értetődő definiálni [147]. Hasonló szerkezetű, de tiszta alumínium alapanyagból készített fémhabokat vizsgáltak Sugimura és társai, akik munkájukban először alkalmaztak olyan online képelemző berendezést, amellyel lehetővé vált a deformációs sávok megjelenésének és vastagodásának nyomon követése. A vizsgált zártcellás fémhabok viszonylag rövid élettartamot mutattak, a tönkremenetel a cellafalak stabilitásvesztéséből kiinduló erős alakváltozási sávok megjelenésével és vastagodásával ment végbe [148]. Zhou és Soboyejo három, különböző hőkezeltégi állapotban (gyártás utáni állapot, lágyított állapot és mesterségesen öregített állapot) vizsgált Al-Mg-Si alapanyagú, nyílt cellás fémhabokat. A ciklikus terhelések hatására repedések jelentek meg a cellaéleken, amelyek addig terjedtek, míg a cellaél teljes egészében el nem törött. A törött cellaélek környezetében a terhelés a szomszédos cellaélek között oszlott meg, ami a sérülés mértékének gyorsulásához, majd alakváltozási sávok létrejöttéhez vezetett. Az alakváltozási sávok kialakulása jól nyomon követhető volt a próbatest makroszkopikus alakváltozásában tapasztalt apró ugrásokban [149, 150]. Lehmhus és munkatársai porkohászati úton előállított Al-Mg-Si anyagú fémhabokat vizsgált gyártási és kiválásosan keményített állapotban, lüktető nyomó igénybevétellel. A kiválásos keményítés szilárdságra gyakorolt pozitív hatása csak kismértékben jelentkezett a fáradási tulajdonságokban. A jelenséget a kiválásos keményedés okozta részleges ridegedéssel és a kezdeti repedések számának, a hőkezelés alatt történt növekedésével magyarázták [151]. Lin és kollégái egy TiNb ötvözetből előállított nyílt cellás fémhab csontpótló anyagként történő alkalmazásának lehetőségét hangsúlyozták munkájukban. A kvázi-statisztikus vizsgálatok a klasszikus, fémhabokról alkotott képbe illeszkedtek, míg a fáradási viselkedés a [149, 150] publikációkban ismertetetthez volt hasonlatos. A fáradásos tönkremenetelt okozó repedések a legnagyobb pórusok közelében elhelyezkedő cellaélek felületén jelentek meg [152]. Hakamada és társai sókioldásos technikával előállított alumínium habok ciklikus nyomóvizsgálatával foglalkoztak. A ciklikus terhelés során a próbatestek alakváltozása fokozatosan nőtt, az alakváltozás értékben ugrás nem volt megfigyelhető [153]. Zetl és munkatársai porkohászati úton gyártott Al-Si és Al-Mg-Si alapanyagú, zártcellás fémhabokat vizsgált nullkezdésű lengő igénybevétellel és ultrahang tartománybeli frekvenciával. Minden vizsgált fémhab kifáradási határa ~20%-a volt a platófeszültségnek, amit további ~15%-kal lehetett növelni megfelelő kiválásos keményítés segítségével. A tönkremenetelt repedésterjedés okozta, a repedések megjelenésének kitüntetett helyei voltak a cellafalakban esetlegesen jelenlévő kezdeti hibák (zárványok, anyagfolytonossági hiányok). A próbatestek tönkremenetele során nem tapasztalták alakváltozási sávok megjelenését és a vizsgálati frekvenciának elhanyagolható hatása volt több nagyságrenden belül (1 Hz-20 kHz között) [154, 155]. Rabiei és társai olyan zártcellás alumínium habokat vizsgáltak, amelyekbe előzetesen egy bemetszést készítettek. Vizsgálataik célja annak felderítése volt, hogy a bemetszés csúcsában létrejövő hő hogyan befolyásolja a fémhab kifáradási tulajdonságait. A vizsgálataik során megállapították, hogy a képződő hő nem elegendő ahhoz, hogy az anyag kilágyuljon, így a kifáradási mechanizmust elsősorban a cellafalakban jelentkező repedésterjedés uralja [156]. A próbatestek alakjának és méreteinek a kifáradási tulajdonságokra gyakorolt hatását vizsgálta Kim és Kim, zártcellás Al-Si-Ca

habokon. Az eredményeiből megállapítható, hogy míg a különböző karcsúságú próbatestek kvázi-statisztikus körülmények között mért anyagjellemzői (merevség, folyáshatár, platófeszültség) azonosak voltak, a kisebb karcsúságú próbatestek kifáradási határa jóval kisebbre adódott [157]. Kolluri és társai zártcellás Al habok fárasztásával foglalkoztak lüktető nyomóigénybevétellel síklapok közötti és radiális irányban gátolt alakváltozási körülmények között. Eredményeikkel kimutatták, hogy míg a fáradási tönkremenetelre jellemző, eleinte lassú maradó alakváltozás növekedés független volt a gátolt alakváltozástól, addig a felgyorsuló alakváltozási sebességű szakaszban a hatás jelentős volt [158]. Olurin és munkatársai 0,1-0,4 relatív sűrűség közötti zártcellás Al-Mg-Si habok repedésterjedési tulajdonságaival foglalkoztak. A méréseket klasszikus CT geometriával gyártott próbatesteken, a lineárisan rugalmas törésmechanikai összefüggések alapján végezték. A mérési eredményekre a Paris-Erdogan összefüggést illesztették, amelynek kitevője extrém nagyra ($\sim 20-25$) adódott. Ez arra hívja fel a figyelmet, hogy a fémhabok élettartamra méretezésénél a méretezési filozófiának a küszöb feszültségintenzitás tartományt (ΔK_{th}) kell határszámnak tekintenie, a stabil repedésterjedés alapján történő élettartambecslésre irányuló tervezés kockázatos [159]. Szintén a fáradásos repedésterjedéssel foglalkozott Motz és csoportja. lüktető húzó- és lüktető nyomóvizsgálataikat zártcellás Al habokon és gömbhéjstruktúrákon (HSS – hollow sphere structures) végezték. A mérési eredmények szintén egészen nagy ($\sim 6-12$) exponenst mutattak a Paris-Erdogan egyenletben, amit részben több repedés egyidejű terjedésével, a repedészáródás jelenségével és a repedések egyesülésével magyaráztak a szerzők. Az eredmények alapján arra a következtetésre jutottak, hogy a fémhabok tönkremenetele nagymértékben függ a szerkezetüktől, felépítésüktől és nagy mennyiségű mérésre van szükség a fáradásos repedésterjedés pontos leírására [160]. Harte és társai már szendvicsszerkezeteket vizsgáltak ismétlődő, négy pontos hajlítóvizsgálattal [161]. Még tovább haladva Schultz és társai a fémhabok helikopter alkatrészként történő felhasználási lehetőségeit vizsgálták [162].

Az eddigiek összefoglalásaként megállapítható, hogy a szakirodalomban több és változatos fémhab típust vizsgáltak ismétlődő igénybevételi körülmények között. A legtöbb munkában közös az $R=0,1$ -es feszültségasszimetria-tényező alkalmazása, ugyanakkor lényegi különbség mutatkozik a vizsgálati frekvenciában. A legrelevánsabb szakirodalmi hivatkozás Rabiei kutatócsoportjától származik, amelyben gravitációs öntéssel készített Al mátrixú, acél gömbhéjakkal töltött, illetve porkohászati úton készített, acél mátrixú és szintén acél gömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabokat vizsgáltak. Ciklikus nyomás alatt a próbatestek nagyfokú stabilitást mutattak és az alakváltozást a ciklusszám függvényeként rögzítő diagramot három szakaszra lehetett felosztani: (i) kezdeti szakasz, amelyben az alakváltozás lineárisan változik a ciklusszámmal, (ii) lassú alakváltozás szakasza, ahol az alakváltozási sebesség nagyon kicsi, nagy ciklusszámnál is csak kismértékű alakváltozás jön létre és (iii) nagy alakváltozási sebesség szakasza, ami alatt a próbatest teljes tönkremenetele néhány cikluson belül bekövetkezik. A vizsgált szintaktikus fémhabok alakváltozása homogén volt, alakváltozási sávokat nem tapasztaltak [20]. Hasonló, de nem teljesen azonos fémhabok a már említett gömbhéj struktúrák. Az acél gömbhéjakkal felépített szerkezeteket lüktető húzó és lüktető

nyomó körülmények között is vizsgálták. Az eredmények azt mutatták, hogy a kifáradási jellemzőkre az alapanyag és az előállítási mód volt a legnagyobb hatással, mégpedig a cellafalak tulajdonságain és a gömbhéjak között létrejött kötések jellemzőin keresztül. Másodlagos paraméternek bizonyult a habok relatív sűrűsége. Az alkalmazott gömbhéjak átmérőjének hatása elhanyagolható volt, elsősorban a kifáradási görbe meredekségére volt hatással, magát a kifáradási határt nem befolyásolta jelentősen [163]. Saját méréseink a klasszikus, kerámia gömbhéjerősítésű Al ötvözet mátrixú szintaktikus fémhabok fárasztóvizsgálatára irányultak. Vizsgálati változóként a mátrixanyag minőségét és a gömbhéjak átlagos méretét alkalmaztuk [164-167].

8.2 Karakterisztikus mechanikai tulajdonságok

A vizsgálatssorozat fő célja a szintaktikus fémhabok ciklikus nyomás hatására mutatott Wöhler-görbéjének meghatározása volt, ezzel segítve elő a fémhabok hasonló igénybevételi környezetben történő alkalmazását. A méréseket két szakaszra lehet bontani. Az első rész a Wöhler görbe véges élettartamú szakaszának meghatározását, míg a mérések második része a kifáradási határ (pontosabban a hozzá tartozó terhelési szint) meghatározását célozta. Az élettartam szakaszon végzett mérések összefoglaló adatait a 8.1. táblázat mutatja.

8.1. táblázat A ciklikus vizsgálatok adatainak összefoglaló táblázata

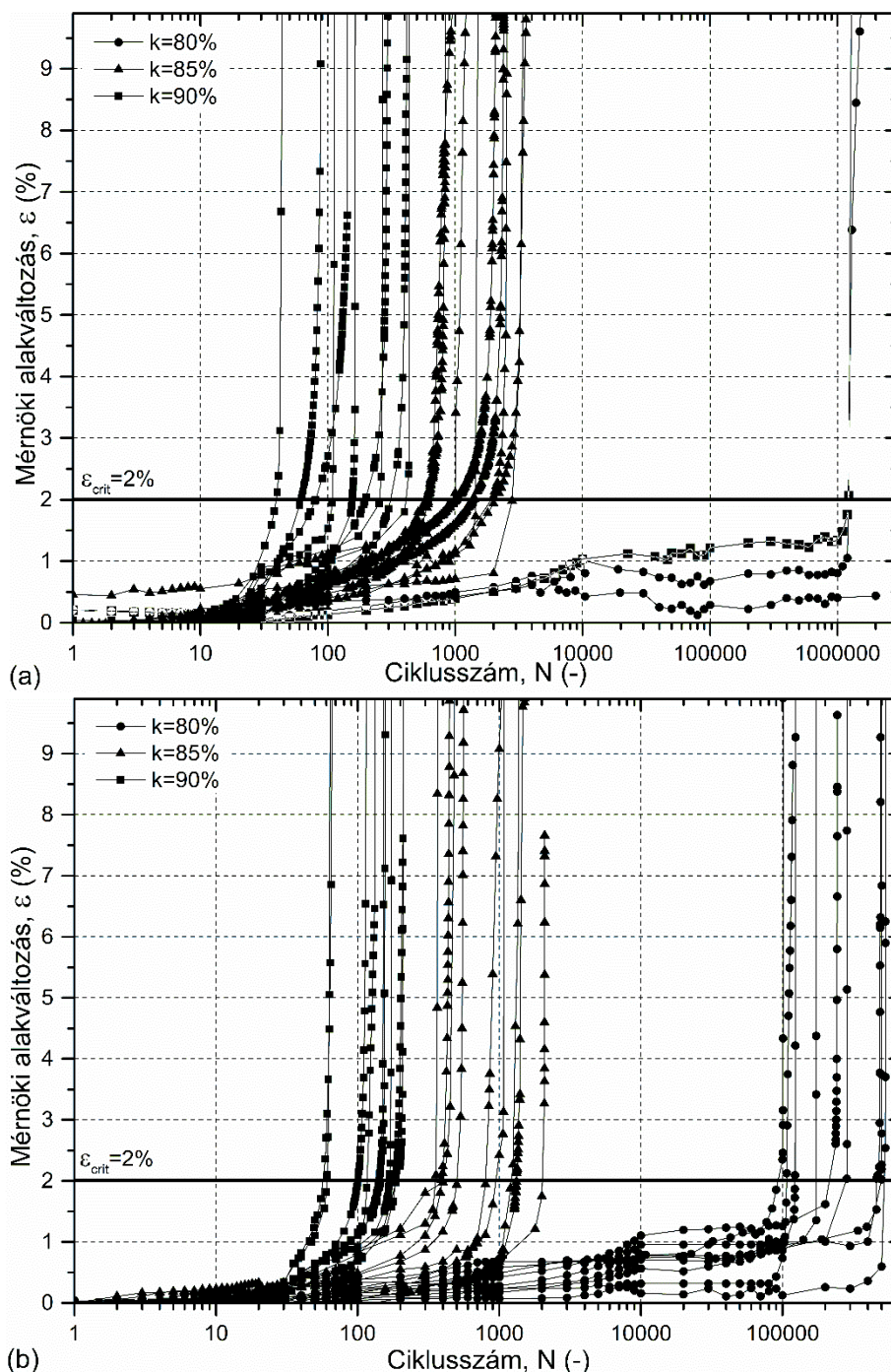
Jelölés	Nyomószilárdság,	Mintaszám adott terhelési szinten			Megbízhatóság, PR (%)
	σ_c (MPa)	k=0,80	k=0,85	k=0,90	
Al99,5-GC	19,7	3	9	9	85,7
AlSi12-GC	40,0	9	9	9	88,9
Összes minta szám		12	18	18	
Összes ciklusok száma		6966673	28377	3320	
Időszükséglet (óra)		193,52	0,79	0,09	

A 8.1. táblázat megismételhetőségi adatai (PR, percent repeatability) arra adnak választ, hogy a kapott eredmények milyen mérnöki célra felelnek meg, a számítási metódust a vonatkozó ASTM szabvány [168] alapján az alábbi, 8.1. egyenlet mutatja.

$$PR = \left(1 - \frac{N_k}{N_s} \right) 100 \quad (8.1.),$$

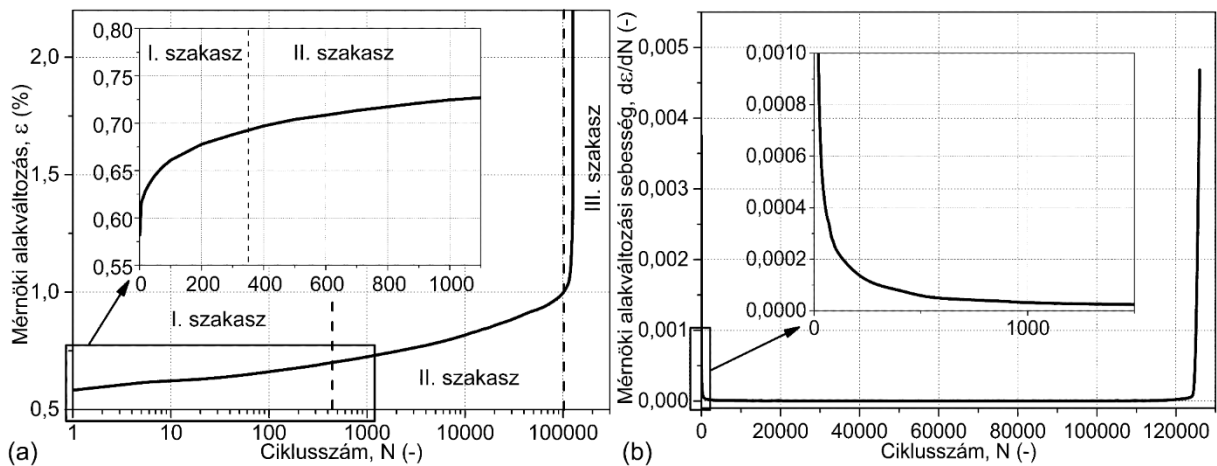
ahol N_k a terhelési szintek száma, N_s pedig a próbatestek darabszáma. A 17-33% közötti PR érték az előzetes és tájékoztató jellegű mérések megkövetelt mutatója, a kutatás-fejlesztés célú mérésekhez a szabvány 34-50% közötti értéket ír elő, 50-75% közé esik a tervezési adatok megbízhatósági szintjének megkövetelt értéke, míg a 76%-nál nagyobb PR értékű vizsgálati sorozatok célja a teljes megbízhatóság garantálása. A fárasztóvizsgálatok során az egyes ciklusokhoz tartozó maximális mérnöki alakváltozást rögzítettük (8.1. ábra). Megfigyelhető,

hogy minden mérési görbe lefutása nagyon hasonló volt, egy lassan növekedő szakaszt követően a halmozódó károsodás nyomán a mérhető maximális alakváltozás értékek ciklusról ciklusra kis mértékben nőttek, majd egy kritikus alakváltozást követően hirtelen, ugrásszerű növekedésük következett be.



8.1. ábra A vizsgált szintaktikus fémhabok alakváltozás – ciklusszám görbéi (a) Al99,5-GC és (b) AlSi12-GC próbatestek

A görbék áttekinthetőbb értelmezése érdekében célszerű egy tipikus viselkedést tükröző, idealizált görbe megszerkesztése, amelyet a 8.2. ábra mutat.



8.2. ábra Idealizált alakváltozás-ciklus (a) és alakváltozási sebesség-ciklus (b) görbéi

A próbatestek alakváltozását három szakaszra lehet felbontani [20]. Amint az a 8.2a. ábrán látható a deformáció gyors növekedéssel indul, ami ~1000 ciklusig tart (I. szakasz). Ezzel együtt az alakváltozási sebesség gyorsan csökken ezen a szakaszon (8.2b. ábra), majd állandósul. Nagyobb ciklusszámnál az alakváltozási sebesség (ciklusonkénti deformáció növekmény) értéke minimális, gyakorlatilag zérus (II. szakasz). Ezt a szakaszt szokás a hagyományos fémhabok a tönkremeneteléhez tartozó inkubációs szakasznak is tekinteni [148]. Ezt a legtöbb cikluson át tartó állandósult részt az alakváltozási sebesség és a deformáció drasztikus növekedése követi, amely során a próbatest összetörik (III. szakasz). Általánosságban elmondható, hogy a nagyobb terhelési szintek a II. szakasz hosszát rövidítik és az alakváltozás – ciklus görbékét balra, a kisebb ciklusszámok felé tolják el (lásd 8.1. ábra).

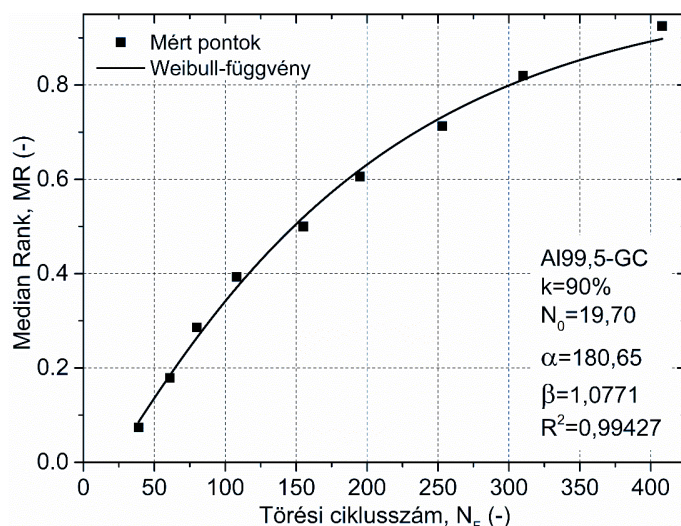
A mérési eredmények korrekt kiértékeléséhez meg kell határozni egy kritikus alakváltozási szintet ($\epsilon_{krit}=2\%$, lásd 3. fejezet). Ennek megválasztása némileg önkényes [147], hiszen erősen függ a fémhab tervezett alkalmazásától, választásunkat azzal indokoljuk, hogy a 2%-os mértéket meghaladó mérnöki alakváltozás elérésénél a próbatesten már makroszkopikus törési nyomok fedezhetők fel. A 2%-os alakváltozásnál aktuális ciklusszámot tekintjük az egyes próbatestekre vonatkozó törési ciklusszámnak, amelyek szórása a vizsgálat sajátosságait és a fémhabok tulajdonságainak változását tekintve is viszonylag nagy, így a kiértékeléshez a matematikai statisztika módszereire van szükség. Ennek meneteként az egy adott terhelési szinten mért törési ciklusszámokat sorbarendeztük és hozzájuk Median Rank (MR) értéket rendeltünk (8.2. egyenlet).

$$MR = \frac{i - 0,3}{n + 0,4} \quad (8.2.),$$

ahol i a sorbarendezett törési ciklusszámok sorszáma, n pedig az összes, adott terhelési szinten vizsgált próbatestek darabszáma. Az így kapott törési ciklusszám – MR pontsorokra a Weibull-eloszlás függvényét illesztettük (8.3. egyenlet).

$$P_s = 1 - e^{-\left(\frac{N - N_0}{\alpha}\right)^\beta} \quad (8.3.),$$

ahol P_S a megkívánt túlélési valószínűség (a mi munkánkban $P_S=50\%$), N a független változó (számunkra a keresett ismeretlen), N_0 a függvény küszöbértéke, α az úgynevezett skálaparaméter és β az úgynevezett alakparaméter. A Weibull-eloszlás paramétereit a függvényillesztés szolgáltatta. Az illesztésre példát mutat a 8.3. ábra.



8.3. ábra Példa a Weibull-eloszlás illesztésére, Al99,5-GC, $k=90\%$ terhelési szint

A függvényillesztéssel meghatározott paraméterek és a megkívánt túlélési valószínűség alapján az adott terhelési szintre, adott valószínűséggel jellemző törési ciklusszám (N) meghatározható. A leírt módszert terhelési szintenként megismételve, az így kapott pontokat egy ciklusszám – terhelési szint diagramban ábrázolva, majd a pontokra egy egyenest illesztve jutunk a fémhabok Wöhler-görbéjének élettartam szakaszához. A görbe ezen szakaszának segítségével az adott valószínűségi szinten becsülhető a fémhab alkatrészek adott terhelésnek megfelelő élettartama. A Wöhler-görbe másik része a határ kifáradási szakasz, amelyet az úgynevezett lépcsős módszerrel lehet meghatározni. Ennek első lépéseként az élettartam szakasz alapján meg kell becsülni a várható kifáradási határt, majd egy fárasztóvizsgálatot kell végrehajtani a becsült terhelési szintnél valamivel nagyobb terhelési szinten. Ha a próbatest eltörik az előírt, megkívánt élettartamhatár ($2 \cdot 10^6$ ciklus) előtt, akkor a következő próbatest mérését egy lépcsővel kisebb terhelési szinten kell végrehajtani. Ha a próbatest nem törik el a csökkentett terhelési szinten, akkor a következő vizsgálat előtt a terhelési szintet növelni kell, és így tovább, vagyis minden következő mérés az előző méréstől függ. A vizsgálatot 9-15 próbatesten hajtják végre. A terhelési szint lépcsőket $\sim 5\%$ lépésekben változtatják [168]. A lépcsős módszer mérési paramétereit a 8.2 és a 8.3. táblázat rögzíti.

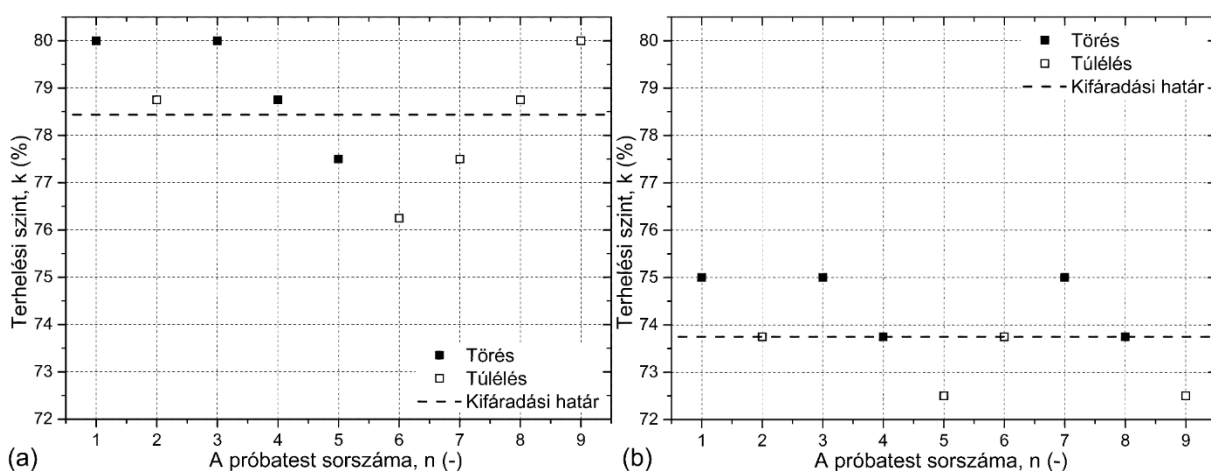
8.2. táblázat Az Al99,5-GC próbatestek lépcsős vizsgálati adatainak összefoglaló táblázata

Jelölés	Nyomószilárdság, σ_c (MPa)	Mintaszám adott terhelési szinten			
		$k=0,7625$	$k=0,7750$	$k=0,7875$	$k=0,8000$
Al99,5-GC	19,7	1	2	3	3
Összes igénybevételi ciklusok száma		2000000	3292151	5142563	4395000
A vizsgálatok időszükséglete (óra)		55,56	91,44	142,84	12,21

8.3. táblázat Az AlSi12-GC próbatestek lépcsős vizsgálati adatainak összefoglaló táblázata

Jelölés	Nyomószilárdság, σ_c (MPa)	Mintaszám adott terhelési szinten		
		k=0,7250	k=0,7375	k=0,7500
AlSi12-GC	40,0	2	4	3
Összes igénybevételi ciklusok száma		4000000	5292984	3647600
A vizsgálatok időszükséglete (óra)		111,11	147,03	101,32

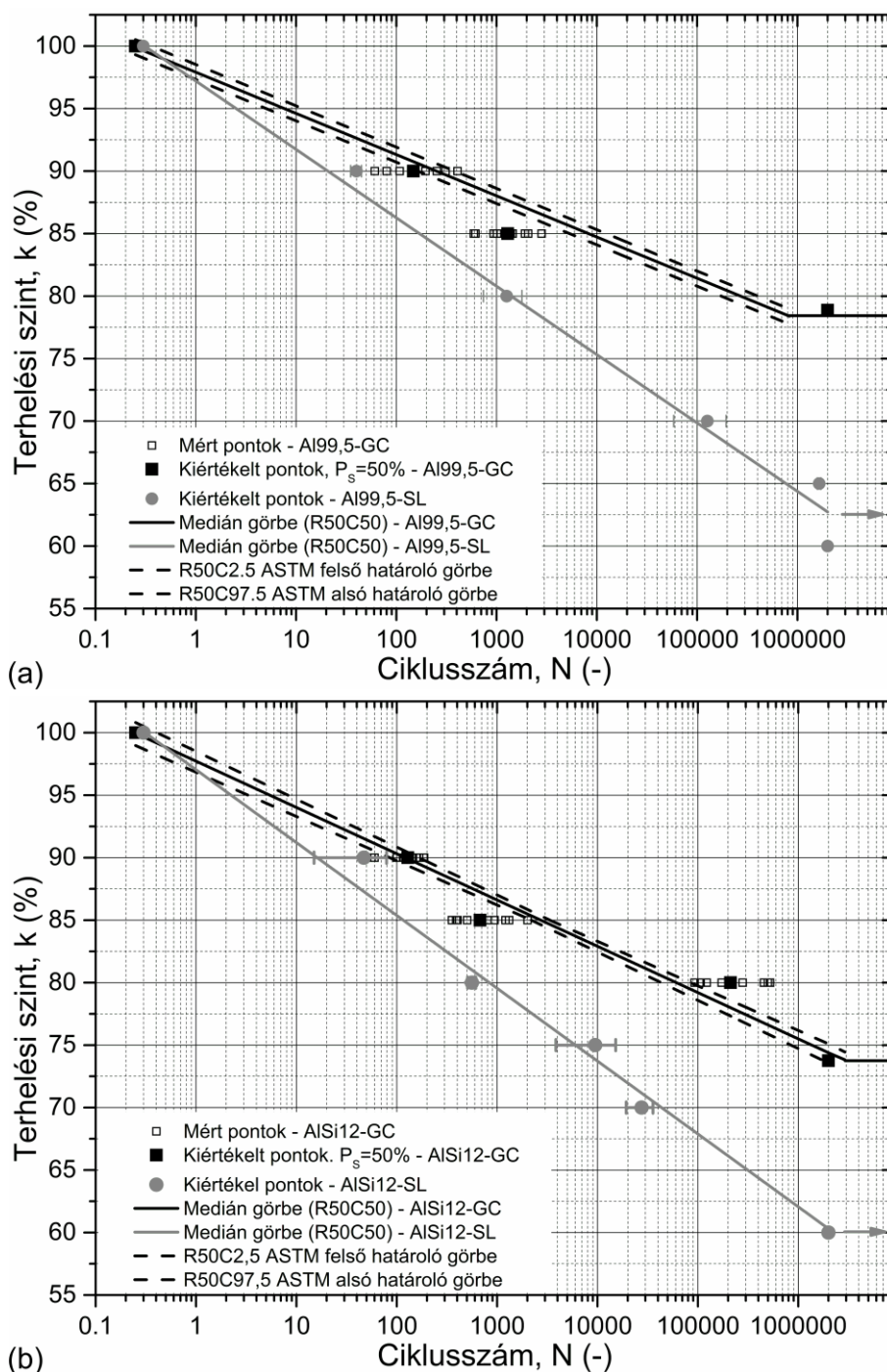
A lépcsősmódszer során rögzített mérési pontokat a 8.4. ábra foglalja össze. A lépcsős módszer eredményeként 78,44%-os és 73,75%-os terhelési szint adódott, ami 15,45 MPa-os és 29,50 MPa-os kifáradási határnak felel meg az Al99,5-GC és AlSi12-GC fémhabokra vonatkozóan.



8.4. ábra A lépcsős módszer mérési eredményei (a) Al99,5-GC és (b) AlSi12-GC próbatestek

Az élettartam szakasz és a kifáradáshoz tartozó terhelési szint birtokában megszerkeszthető a fémhabok Wöhler-görbéje (8.5. ábra). A diagramokban az üreges négyzetes pontok jelölik a mérési eredményeket (a 2%-os kritikus alakváltozási szinttel meghatározva), a teli négyzetek jelölik a Weibull eloszlás alapján, 50%-os túlélési valószínűséghez meghatározott pontokat. A kiértékelt pontokra a legkisebb négyzetek módszerével illesztett fekete egyenes reprezentálja az élettartam szakaszt ($R^2=0,976$ és $R^2=0,978$ az Al99,5-GC illetve az AlSi12-GC habokra vonatkozóan), valamint a nagyobb ciklusszámoknál a kifáradási határt. A szaggatott vonalak mutatják a mediángörbe ($P_5=50\%$) 2,5 és 97,5 konfidenciaszinthez tartozó sávját, amelyet a vonatkozó ASTM szabvány [168] alapján határoztunk meg. A k=100%-os terhelési szint a szintaktikus fémhabok nyomószilárdságának felel meg, az ehhez tartozó ciklusszám pedig $\frac{1}{4}$ (egy szimpla felterhelés). Figyelembe véve a diagram azonos léptékezését, megállapítható, hogy az Al99,5 mátrix biztosított nagyobb kifáradáshoz tartozó terhelési szintet és élettartamot (adott terhelési szinten). Ezt a jelenséget a technikai tisztaságú Al99,5 mátrixanyag nagyobb szívósságával lehet magyarázni az eutektikus AlSi12 ötvözethez képest, amelyet súlyosbít az AlSi12 mátrixanyagban jelen lévő Si lemezek és esetleges primer kiválások feszültséggyűjtő hatása. Más megközelítésben a szívós Al99,5 mátrix (nagyobb szívóssága révén) hatásosabban gátolja a fáradás során keletkező mikrorepedések terjedését, ami az élettartam növekedéséhez vezet. A 8.5. ábra görbéi közvetlenül alkalmazhatók a ciklikus

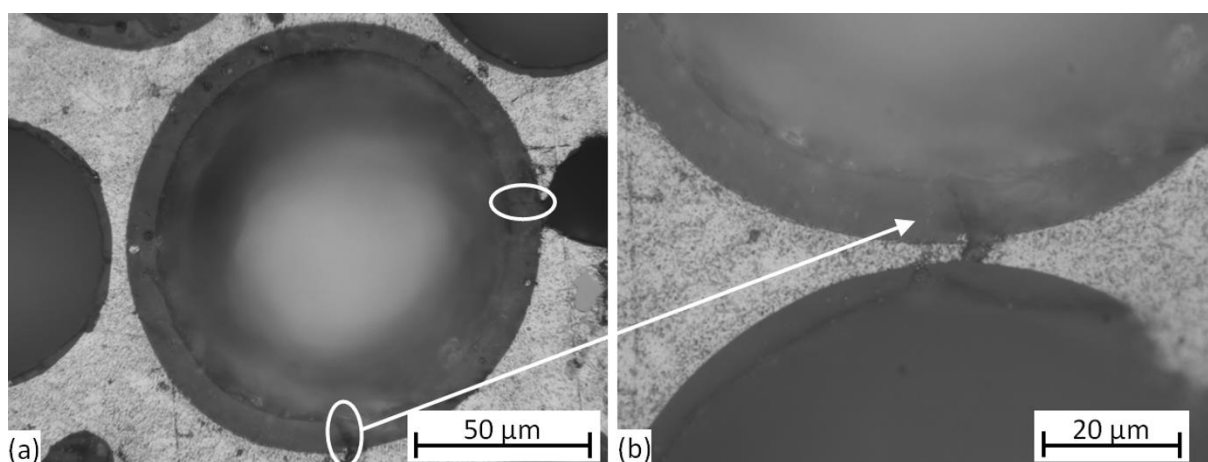
nyomásnak kitett szintaktikus fémhab alkatrészek adott valószínűségi szinten történő élettartambecslésére az alkatrész terhelésének, illetve terhelési szintjének tudatában.



8.5. ábra A vizsgált fémhabok Wöhler-görbéi (a) Al99,5-GC és (b) AlSi12-GC próbatestek

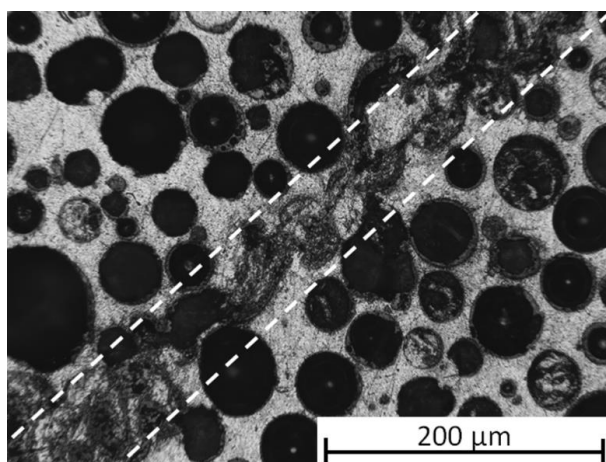
Összehasonlításképpen és a gömbhéjak méretének (átmérőjének) hatását tanulmányozandó előkísérleteket végeztünk SL típusú gömbhéjak felhasználásával készített szintaktikus fémhabokon is. Az SL típusú gömbhéjak kémiai összetétele egyezik a GC típusú gömbhéjakéval, de átlagos geometriai méreteik átlagosan körülbelül egytizede a GC típusú gömbhéjakénak, míg sűrűségük $0,691 \text{ gcm}^{-3}$ (3.2. táblázat). Bár a méréseket egyszerűbb

módszerekkel (átlag és szórás) értékeltük ki, az eredmények kiválóan mutatják a gömbhékák átlagos méretének hatását, a megszerkesztett élettartam szakaszokat a 8.5. ábra szürke pontjai és vonalai mutatják. Két megállapítás vonható le: (i) a mátrixanyag hatása a kisebb gömbhékákkal előállított fémhaboknál is hasonló volt, vagyis a szívósabb, lágyabb Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhabok adott terhelési, vagyis kihasználtsági szinten nagyobb élettartamot érnek el, és (ii) a kisebb gömbhékák élettartam szakaszai a nagyobb gömbhékái alatt futnak. Ez a két különböző szintaktikus fémhab különböző törési mechanizmusával magyarázható. Az SL típusú gömbhékák fala vékonyabb, a falban több kritikus méretű hiba is található, amelyek könnyen mikrorepedések kiinduló pontjaivá válhatnak (8.6. ábra).



8.6. ábra SL típusú gömbhék Al99,5 mátrixban (a) és a jelölt részlet nagyítása (b)

A 8.6. ábra két, fehér ellipszisekkel kiemelt repedést mutat egy Al99,5-GC szintaktikus fémhabban. A jobb oldali ellipszis egy vízszintes helyzetű repedést emel ki, amely a terhelésre merőlegesen helyezkedik el, így a ciklikus nyomó terhelések hatására záródik, terjedése nem valószínű, kevésbé veszélyes. Az alsó repedés azonban függőleges helyzetű és a szintén függőleges terhelés okozta járulékos oldalirányú erők a repedést nyitják, így a repedés terjedőképes és a mátrixanyagban is folytatódik, ahogy azt a 8.6b. ábra mutatja.

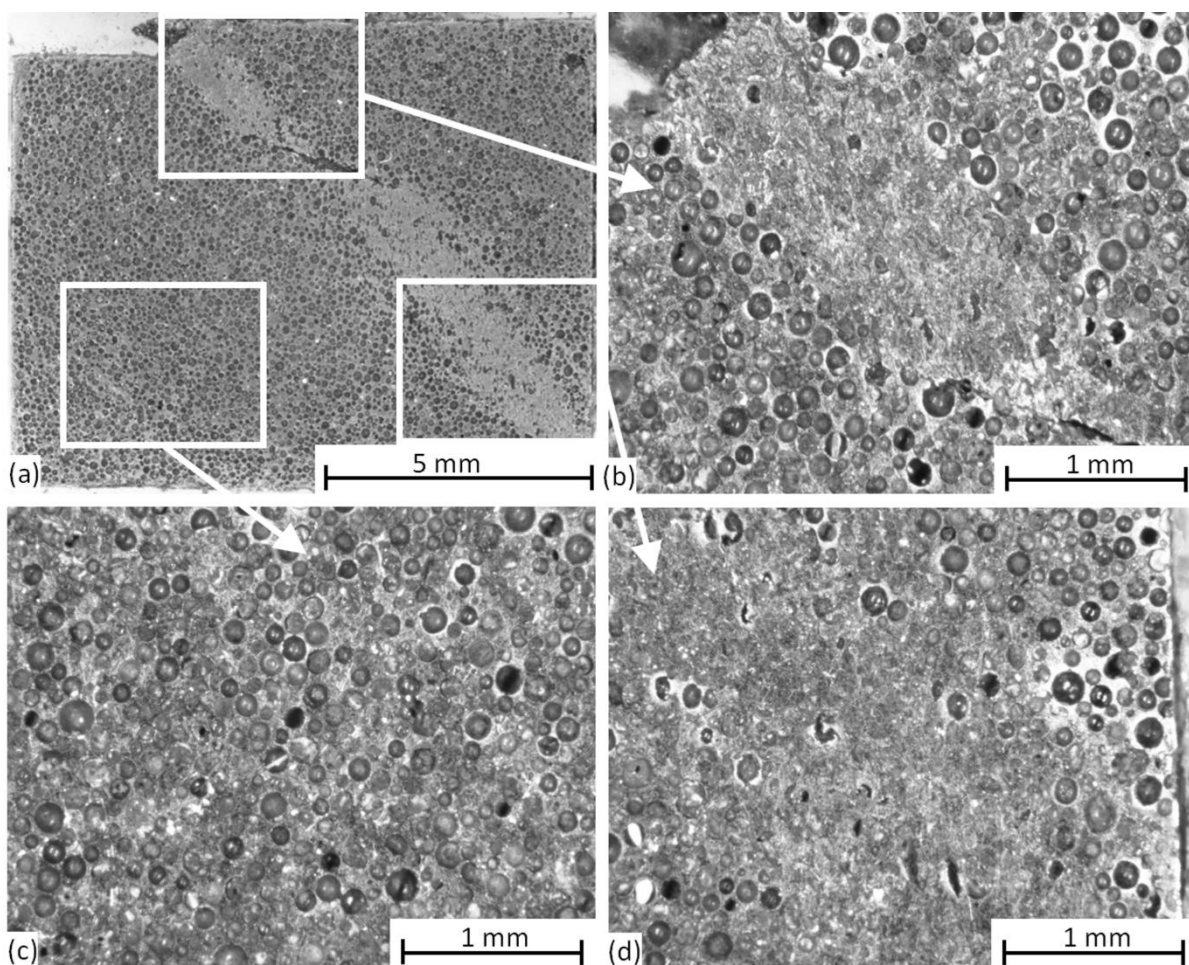


8.7. ábra Az egymáshoz közel elhelyezkedő gömbhékakon áthaladó mikrorepedésekből kialakult törési sík nyomvonalát egy Al99,5-SL szintaktikus fémhabban

Továbbá a kisebb gömbhéjak, habár átlagosan ugyanakkora térkitöltést valósítanak meg, a köztük lévő átlagos távolság kisebb, így a kialakuló repedéseknek rövidebb utat kell megtenniük a szívós mátrixanyagban a következő kerámia gömbhéjig. Ennek a folyamatnak a során egy határozott törési sík alakul ki a darabban, amelynek normálisa $\sim 45^\circ$ -os szöget zár be a terhelés irányával (8.7. ábra).

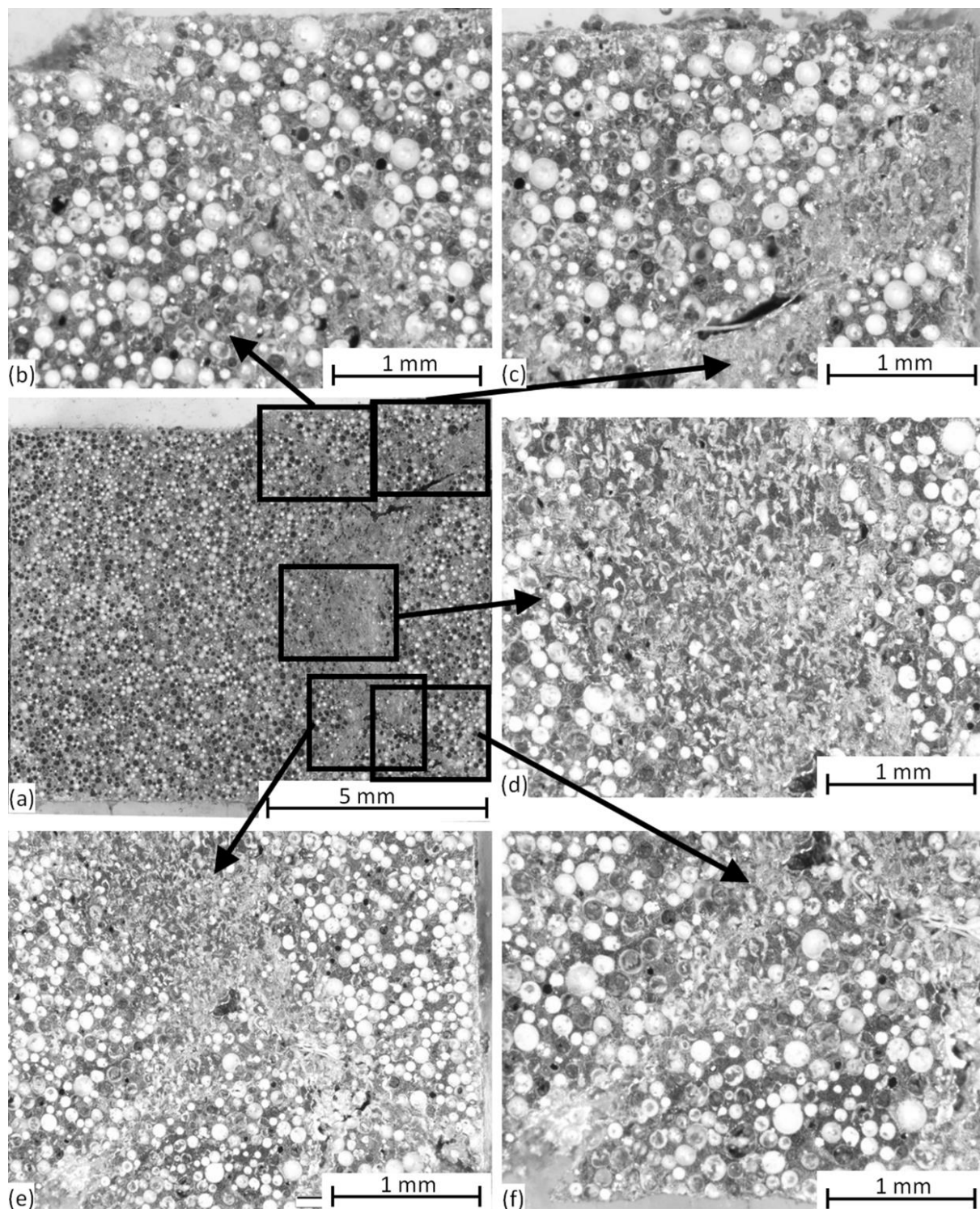
8.3 Tönkremeneteli mechanizmusok

A fázisztóvizsgálatok után a próbatesteket mikroszkópi vizsgálatoknak vetettük alá. Az SL gömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabok vizsgálatai során a terhelési szinttől függetlenül két jellegzetes tönkremeneteli módot azonosítottunk és különítettünk el. A kisebb átlagos átmérőjű, SL típusú gömbhéjakkal töltött fémhaboknál a tönkremeneteli mód a mátrixanyag és a kerámia gömbhéjak szilárdságától függött. Amennyiben a mátrix képlékenyen alakváltozott mielőtt a nyomófeszültség elérte a gömbhéjak törőszilárdságát, akkor a mátrixanyagnak képlékeny deformációja addig folytatódott, amíg a leggyengébb régióban ki nem alakult egy nyírási sík (8.8. ábra, Al99,5 mátrixanyag).



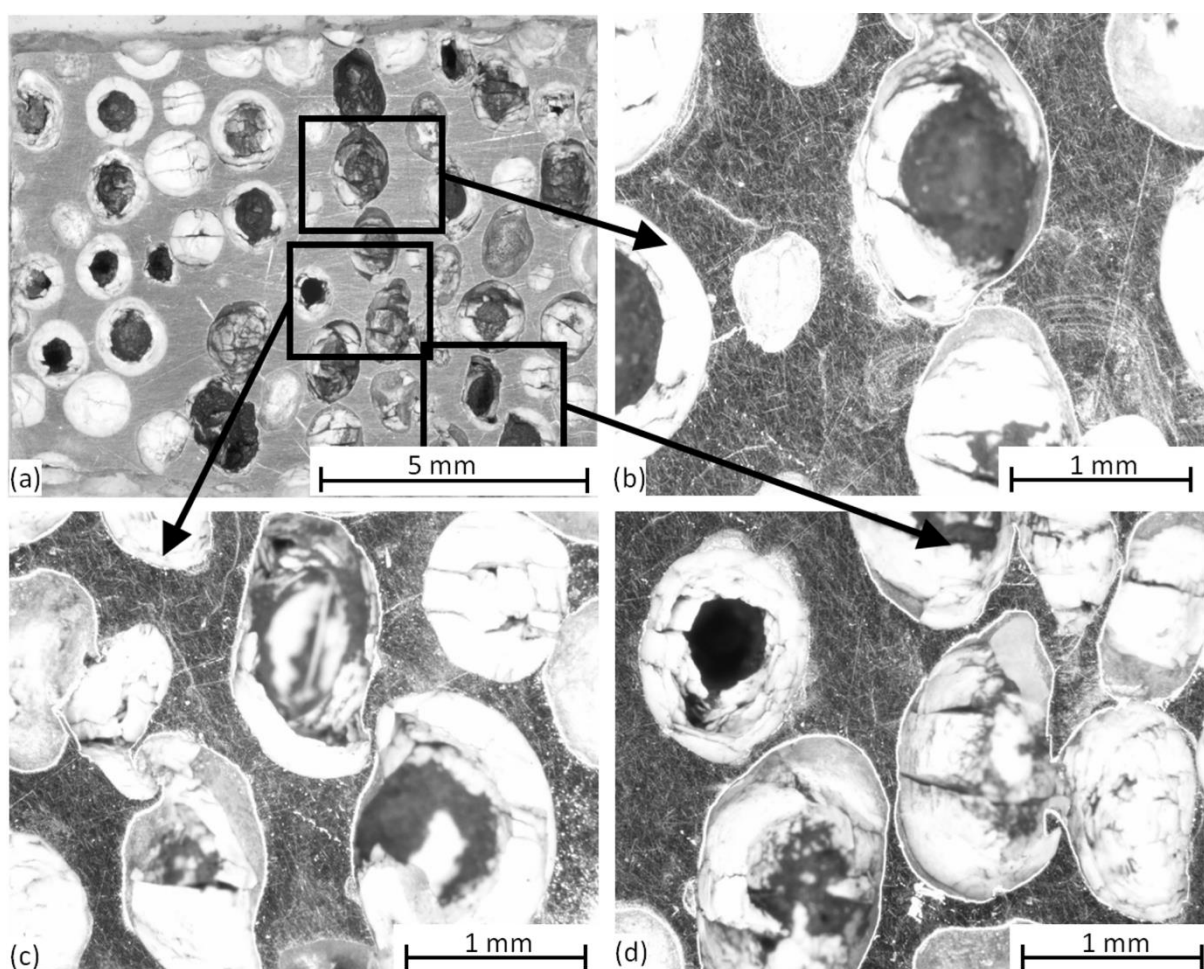
8.8. ábra Al99,5-SL típusú szintaktikus fémhabok csiszolatának fénymikroszkópi felvételei fáradásos tönkremenetel után, $k=80\%$ (a) makroszkópi felvétel, (b-d) nagyított területek

Ez létrejöhetett a mátrix kritikus helyein (falak, gömbhéjak közötti rések), mivel itt többtengelyű feszültségállapot van jelen a habszerű szerkezet felépítése és a mátrixanyag mikropoláros viselkedése miatt. Később a deformálódott zóna kiterjedt, vastagodott, ezzel felgyorsítva a tönkremeneteli folyamatot. A 8.8a. ábra mutatja egy $k=80\%$ -os terhelési szinten eltörött Al99,5-SL szintaktikus fémhab makroszkópi képét, amelyen jól kivehető a vízszintes irányú ciklikus terhelés hatására létrejött törési sáv.



8.9. ábra AlSi12-SL típusú szintaktikus fémhabok csiszolatának fénymikroszkópi felvételei fáradásos tönkremenetel után, $k=75\%$ (a) makroszkópi felvétel, (b-f) nagyított területek

A 8.8b. és 8.8d. ábrarészletek a törési sáv közvetlen környezetét mutatják be. A törési sávon belül minden gömbhéj összetörött, helyüket a képlékeny mátrix vette át. A 8.8c. ábra a fémhab szerkezetét mutatja a törési sávtól távol, a gömbhéjak a zónában teljesen épek. Az AlSi12 mátrixanyagú fémhabokban a kerámia gömbhéjak törtek el korábban, és lencse alakú tönkremeneteli zónák alakultak ki a próbatest középvonalában (8.9. ábra). Az összetört gömbhéjak környezetében a mátrixanyag képlékenyen deformálódott (a gömbhéjak által nyújtott merevség jelentős csökkenése miatt), és kitöltötte a törött gömbhéjak helyén keletkezett üregeket. Ennek köszönhetően a teljes alakváltozás gyors növekedése valósult meg. A próbatest makroszkópi képét a 8.9a. ábra mutatja be. A felvételen jól látható a lencse formájú törési zóna és a belőle kiinduló, a próbatest felülete felé tartó törési kúpok metszete (8.9b-f. ábrarészletek). A nagyítások közül a 8.9d. ábrarészlet a próbatest közepén kialakuló, lencseszerű, erősen tömörödött zónát mutatja nagyobb nagyításban. A zóna határa jól kivehető, a szomszédos gömbhéjak épek maradtak, további terhelést lennének képesek felvenni. A tömörödött zóna határán kialakuló kúppalástnak megfelelő alakú nyírási zónák találkozásánál makrorepedések alakultak ki (lásd nagyított ábrarészletek).



8.10. ábra Al99,5 mátrixú, GC gömbhéjakat tartalmazó fémhabok csiszolatának felvételei fáradásos tönkremenetel után, $k=80\%$ (a) makroszkópi felvétel, (b-d) nagyított területek

A nagyobb, GC típusú gömbhéjakkal töltött fémhabok a törése mindig a második módozat szerint ment végbe, vagyis a gömbhéjak teherviselő képessége kisebb volt, töredezésük hamarabb megkezdődött. Az ismétlődő terhelés során a mátrix fokozatosan halmozódó, ciklusonként kismértékű képlékeny alakváltozást szenvedett. Ezt követően a terhelési irányra merőlegesen egy tömörödési zóna alakult ki, amely az egyes ciklusok során egyre vastagodott, szélesedett. A törési sáv létrejötte elsősorban tehát a gömbhéjak teherviselőképességétől, illetve a gömbhéjak törőszilárdságának és a mátrixanyag makroszkopikus képlékeny alakváltozásához szükséges feszültségértékének arányától függ. A GC gömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabok fárasztóvizsgálatai során tapasztalt tipikus tönkremeneteli képet a 8.10. ábra mutatja be. A 8.10a. ábra a csaknem félátmérőig felcsiszolt próbatest makroszkópi képét mutatja, úgy, hogy a terhelés a próbatestet vízszintes irányban érte. A próbatest teljes alsó (a képen jobb oldali) felén jól kivehetők a deformálódott és törött gömbhéjak, amelyek a tömörödési sávhoz tartoztak. A tömörödési sáv jelenléte ellenére a próbatest felső részén a gömbhéjak teljesen épek voltak (8.10a. ábra bal oldali része, a próbatest teteje), ami hangsúlyozza a fémhabok kiváló sérüléstűrő és sérüléslokalizáló képességét. A tömörödési sávától megfelelő távolságban elhelyezkedő gömbhéjak nem törtek össze és készen álltak további terhelés felvételére. A 8.10c-d. ábrák a tömörödési sávról, illetve annak közvetlen környezetéről készült mikroszkópi felvételeket mutatják be. A tömörödési sávon belül minden gömbhéj sérült és törött. A legtöbb gömbhéj több részbe törött, a mátrixanyag a fokozatos képlékeny alakváltozásával igyekezett a gömbhéjak helyét betölteni. Ugyancsak repedtek a közelben (egy-két gömbhéjnyi távolságban) elhelyezkedő gömbhéjak, de ennél távolabb már érvényes az említett sérüléslokalizáló képesség pozitív hatása, vagyis a gömbhéjak épek maradtak és tovább terhelhetők.

8.4 Következtetések

A szintaktikus fémhabok ciklikus nyomó igénybevétel hatására mutatott viselkedését tanulmányozva, a tervezési megismételhetőség szintjén megszerkesztettük az Al99,5-GC és AlSi12-GC típusú gömbhéjak 50%-os túlélési valószínűséghez tartozó Wöhler görbáját. Az eredmények magukba foglalják a mediángörbéket, a hozzájuk tartozó 95%-os konfidencia sávokat és a kifáradási határhoz tartozó terhelési szintet. A mátrixanyagok vonatkozásában adott terhelési (kihasználtsági) szinten a lágyabb, szívósabb, technikai tisztaságú Al99,5 ötvözet hosszabb élettartamot biztosított, mint a kisebb alakváltozásra képes, eutektikus AlSi12 mátrix. A gömbhéjak méretét tekintve, az azonos kémiai összetételű gömbhéjak közül a nagyobb átlagos átmérőjű GC típusú gömbhéjak nyújtottak hosszabb élettartamokat, mivel a kisebb és egyben vékonyabb falú gömbhéjakban több kritikus mikroszkopikus hiba fordulhat elő és a gömbhéjak falából induló mikrorepedéseknek rövidebb utat kell megtenniük a következő, rideg gömbhéjig.

Az SL gömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabok vizsgálatai során a terhelési szinttől függetlenül két jellegzetes tönkremeneteli módot azonosítottunk és különítettünk el, amelyek létrejötte a mátrixanyag és a kerámia gömbhéjak szilárdságától függött. Amikor a mátrix képlékenyen alakváltozott mielőtt a nyomófeszültség elérte volna a gömbhéjak

törőszilárdságát, akkor a mátrixanyagnak képlékeny deformációja addig fokozódott, amíg a leggyengébb régióban ki nem alakult egy nyírási sík (Al99,5 mátrixanyagnál). Az AlSi12 mátrixanyagú fémhabokban ugyanakkor a gömbhéjak törtek el korábban, és lencse alakú tönkremeneteli zónák alakultak ki a próbatest középvonalában. A nagyobb, GC típusú gömbhéjakkal töltött fémhabokra vonatkozóan a törési mód mindig a második módozat szerint ment végbe, vagyis a gömbhéjak teherviselő képessége kisebb volt, töredezésük hamarabb megkezdődött, lencse alakú, a terhelési irányra merőleges elhelyezkedésű károsodott zóna alakult ki.

9 Összefoglalás

Összefoglalásul megállapítottam, hogy az alumínium ötvözet mátrixú szintaktikus fémhabok, vagy más néven kompozit habok, valamint az egy, vagy más további töltő-, illetve erősítőanyaggal képzett hibrid szintaktikus fémhabok számos kedvező és a hagyományos módszerek (az erősítőanyag mennyiségének és minőségének megválasztása, a terhelési körülmények változtatása és megfelelő hőkezelés) segítségével széles határok között változtatható mechanikai tulajdonságokat mutatnak. Megjegyzendő, hogy az erősítő fázis miatt a szintaktikus fémhabok mechanikai és fajlagos mechanikai tulajdonságai jelentősen meghaladják a hagyományos módszerekkel előállított, klasszikus nyitott- és zártcellás fémhabok jellemzőit.

A szintaktikus fémhabok előállításának és mechanikai tulajdonságainak vizsgálatával foglalkozó értekezésem egyik fő eredménye a szintaktikus fémhabok gyártási lehetőségeihez kapcsolódik (4. fejezet). A kísérleti munka a számos gyártási lehetőség közül a gáznomásos infiltrációt, mint automatizálható, egyenletes minőséget biztosító gyártási módszert emeli ki. Az eredmények irányt mutatnak az adott paraméterekkel gyártható darabok méreteire, illetve megfordítva: egy adott próbatest gyártásához szükséges infiltrálási paraméterek meghatározására. Ezekkel az eredményekkel – amennyiben a megfelelő gyártási kapacitás elérhető – megvalósítható a gáznomásos infiltráció szériagyártásba adaptálása a kisnyomású meleg kamrás nyomásos öntéshez való hasonlatosságára alapozva.

Az értekezés nagyobb része a különféle mátrixanyagú és különféle gömbhéjak felhasználásával előállított szintaktikus fémhabok, változatos terhelési körülmények között mért mechanikai tulajdonságainak vizsgálatával foglalkozik (5-8. fejezet).

Ezek közül is külön kiemelendő a nagy alakváltozási sebességű ($\sim 2600 \text{ s}^{-1}$), split-Hopkinson berendezésen elvégzett sík lapok közötti szabadzömítés. Az eredmények – különös tekintettel az energiaelnyelésre –, alapot adnak azoknak az alkalmazásoknak, alkatrészeknek a tervezéséhez, amelyek során a fémhabot nagy sebességgel becsapódó test érheti (például védelmi funkciók).

Ugyancsak kiemelendő a kvázi-statisztikus állapotbeli, de radiális irányban gátolt alakváltozású zömítés. A radiális irányban gátolt alakváltozás nagymértékben megnöveli a szintaktikus fémhabok energiaelnyelő képességét, mivel a darabot teljes térfogatában alakváltozásra kényszeríti, szemben a szabad zömítéssel, amikor érvényesül a fémhabok sérüléslokalizáló képessége. Ezek az eredmények a fémhabokkal kitöltött zárt szerkezetek, héjak (például lökés csillapítók, -hárítók) tervezéséhez alkalmazhatók.

Szintén fontos a szintaktikus fémhabok ismétlődő (lökettető), nyomó igénybevétel hatására mutatott viselkedésének vizsgálata, amely segítségével előállítottuk az alumínium ötvözet mátrixú szintaktikus fémhabok Wöhler-görbét. Ezek az eredmények hasznosak például a ciklikus igénybevételeknek kitett alkalmazásokban, mint például a különféle teherviselő héjszerkezetek.

A mechanikai vizsgálatok mellett az értekezés taglalja a szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági modulusának meghatározási lehetőségeit, a nyomóvizsgálatok során rögzített feszültség – alakváltozás görbék matematikai leírásának lehetőségeit. Az értekezés bemutatja

a hibrid szintaktikus fémhabok egy lehetséges felhasználási területét is egy, a teherviselő keresztmetszetiben nagy szilárdságú alumínium mátrixú és Al_2O_3 szálakkal töltött kompozit huzallal erősített I-szelvény félgyártmány formájában. Az ehhez a területhez kapcsolódó vizsgálatokkal kimutattuk, hogy kis mennyiségű addicionális erősítőanyaggal nagy fajlagos szilárdságú, high-tech alkalmazásokhoz alkalmas hibrid kompozitok hozhatók létre.

Habár az értekezés az alkalmazások szempontjából legfontosabb igénybevételi módokat tárgyalja, természetesen további anyagvizsgálatok is szükségesek a szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságainak teljes körű leírásához, amelyek a további kutatási céljaim között jelennek meg. Ezek közül kiemelem a szintaktikus fémhabok bemetszés érzékenységének vizsgálatát törésmechanikai alapokon, amely a bonyolult alakú, feszültségkoncentrációs helyeket tartalmazó alkatrészek károsodásának megelőzésében és a konstrukciós tervezésben van elsősorban jelentősége. További kutatási célom a szintaktikus fémhabok különböző alakú- és sebességű behatoló testekkel szemben mutatott ellenállásának vizsgálata, amelynek a szintaktikus fémhabok személy- és objektum védelmi alkalmazásaiban lehet kiemelt jelentősége.

10 Új tudományos eredmények, tézisek

Ebben a fejezetben az egyes fő részfejezetek végén összefoglalt, a dolgozat elemzéseit, eredményeit összesítő következtetéseket tézispontokba tömörítve foglalom össze.

10.1 Első tézis – infiltrálás [43-46, 60, 61]

Az általam kifejlesztett nyomásos infiltráló berendezéssel igazoltam, hogy a vizsgált nemreaktív rendszerben (AlSi12 mátrix és SL típusú, Al_2O_3 és SiO_2 tartalmú kerámia gömbhéjak) és a rövid infiltrálási idő tartományban ($t < 10$ s) az infiltrált hossz az infiltrálási időnek közel négyzetgyökös, az infiltrálási nyomásnak lineáris függvénye, azaz követi az elméleti úton becsült eredményeket. A küszöbnyomás értékét becslő (szakirodalmi) elméleti és félempirikus összefüggéseket vizsgálva mérésekkel igazoltam, hogy a Kaptay György és Bárczy Tamás által adott elméleti megfontolásokon nyugvó összefüggés biztosítja a legjobb becslést adott (reális) fizikai jellemzők (felületi feszültség, nedvesítési peremszög) mellett.

10.2 Második tézis – effektív rugalmassági modulusz [13, 93]

Megállapítottam és akusztikus emissziós mérésekkel igazoltam, hogy a szintaktikus fémhabokban már igen kis (a folyáshatár töredékénél kisebb) terheléseknél is megindul a maradó képlékeny alakváltozás. Ezért igen körülményes a szintaktikus fémhabok effektív rugalmassági moduluszáinak mérése és a nyomóvizsgálatok során meghatározott szerkezeti merevség értékek nem feleltethetők meg az effektív rugalmassági moduluszoknak. Az effektív rugalmassági moduluszt meghatároztam mérésekkel (modális analízis), tisztán rugalmas alakváltozást feltételező és megengedő végeselemes modellezéssel, illetve rugalmasságtani alapokon nyugvó homogenizációs eljárásokkal.

10.3 Harmadik tézis – hibrid kompozitok [114, 115]

Kimutattam, hogy az AlSi12 mátrixú, különböző anyagú (GC típusú, Al_2O_3 és SiO_2 tartalmú kerámia, illetve GM típusú, Fe összetételű), de azonos méretű gömbhéjakkal előállított hibrid szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságait (P_{hibrid}) a tisztán GC vagy tisztán GM gömbhéjakkal készített szintaktikus fémhabok önálló tulajdonságainak (rendre P_{GC} és P_{GM}) és a kerámia gömbhéjak teljes gömbhéj tartalom belüli térfogatarányának (C) ismeretében a 10.1. egyenlet írja le (a tulajdonságra jellemző szórásávon belül).

$$P_{\text{hibrid}} = CP_{\text{GC}} + (1 - C)P_{\text{GM}} \quad (10.1.)$$

10.4 Negyedik tézis – nagy alakváltozási sebességű zömítés [97, 98]

A technikai tisztaságú alumínium (Al99,5), illetve alumínium ötvözet (AlSi12, AlMgSi1 és AlCu5) mátrixú, GC típusú (Al_2O_3 és SiO_2 tartalmú kerámia) gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhabok nagy alakváltozási sebességgel (933 s^{-1} , illetve 2629 s^{-1}) végzett, síklapok közötti szabad zömítővizsgálataival kimutattam, hogy a növelt alakváltozási sebesség hatására a szintaktikus fémhabok szilárdsági tulajdonságai (nyomószilárdság, szerkezeti merevség) növekedtek (933 s^{-1} esetén átlagosan rendre $\sim +20\%$ és $\sim +215\%$, illetve 2629 s^{-1} esetén

átlagosan rendre $\sim +45\%$ és $\sim +310\%$), míg az alakváltozási képességet jellemző törési alakváltozás jelentősen (933 s^{-1} és 2629 s^{-1} esetén is átlagosan $\sim -45\%$) csökkent. Ezzel összefüggésben megállapítottam továbbá, hogy az adott (összehasonlító) alakváltozásig számított elnyelt mechanikai munka a növelt alakváltozási sebességnél jelentősen (933 s^{-1} esetén átlagosan $\sim +190\%$, illetve 2629 s^{-1} esetén átlagosan $\sim +275\%$) nagyobb, mint kvázi-statisztikus körülmények között.

10.5 Ötödik tézis – radiális irányban gátolt zömítés [140]

A technikai tisztaságú alumínium (Al99,5), illetve alumínium ötvözet (AlSi12, AlMgSi1 és AlCu5) mátrixú, SL vagy GC típusú (Al_2O_3 és SiO_2 tartalmú kerámia) gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhabok radiális irányban gátolt zömítéseinek eredményeiből megállapítottam, hogy a nyomószilárdságot, a törési alakváltozást és a szerkezeti merevséget elsősorban a mátrixanyag kémiai összetétele, a gömbhéjak mérete és a hőkezeltégi állapot befolyásolja. A tömörödési alakváltozás mértékét elsősorban a gömbhéjak mérete határozza meg, a mátrixanyag kémiai összetételének és a hőkezeltégi állapotnak nem volt kimutatható hatása. A teljes elnyelt mechanikai energia radiálisan gátolt alakváltozású nyomóvizsgálatok és azonos alakváltozási határok mellett (minimum) kétszerese a szabad zömítések során mértnek. A tönkremeneteli módot tekintve kimutattam, hogy radiálisan gátolt alakváltozás során a próbatest axiális irányban tömörödik, a gömbhéjak axiális irányban összeroppannak és a mátrixanyag a próbatest egészén belül jelentős képlékeny alakváltozást szenved.

10.6 Hatodik tézis – ismétlődő nyomóigénybevétel [165-167]

A ciklikus nyomó igénybevétel hatására mutatott viselkedésüket tanulmányozva, a tervezési megismételhetőség szintjén elsőként megszerkesztettem az Al99,5, illetve AlSi12 mátrixú, GC típusú (Al_2O_3 és SiO_2 tartalmú kerámia) gömbhéjakat tartalmazó szintaktikus fémhabok 50%-os túlélési valószínűséghez tartozó Wöhler görbéjét, amelyek magukba foglalják az élettartam szakaszra vonatkozó mediángörbéket, a hozzájuk tartozó 95%-os konfidencia sávokat és a $2 \cdot 10^6$ igénybevételhez tartozó kifáradási határhoz tartozó terhelési szintet (rendre 78,44% és 73,75% Al99,5 és AlSi12 mátrixanyagnál). Megállapítottam, hogy adott terhelési (kihasználtsági) szinten az Al99,5 mátrixanyag hosszabb élettartamot biztosított, mint az AlSi12. Megállapítottam, hogy adott terhelési (kihasználtsági) szinten a nagyobb átlagos átmérőjű GC ($\varnothing 1425 \pm 42\text{ }\mu\text{m}$) típusú gömbhéjak hosszabb élettartamot biztosítottak, mint a kisebb, SL ($\varnothing 150 \pm 4,1\text{ }\mu\text{m}$) típusúak.

Hivatkozások

- [1] Ashby MF. Materials Selection in Mechanical Design. 3rd edition. Elsevier Butterworth-Heinemann (2005) p 29.
- [2] Enviropheres Ltd. <http://www.enviropheres.com/products.asp>.
- [3] Hollomet GmbH <http://www.hollomet.com/home.html>.
- [4] Deep Springs Technology http://teamdst.com/pdf/HollowShells_MTG119-A%20Web.pdf.
- [5] DIN 50134 Testing of metallic materials - Compression test of metallic cellular materials (2008).
- [6] ISO 13314 Mechanical testing of metals - Ductility testing - Compression test for porous and cellular materials (2011).
- [7] Gupta N, Rohatgi PK. Metal Matrix Syntactic Foams. DEStech Publications Inc. (2014)
- [8] Aluinvent ZRt. <http://www.aluinvent.com/>.
- [9] Kientzl I. Alumínium mátrixú kompozithuzalok és kettőskompozit szerkezetek (2010) PhD disszertáció.
- [10] Jaeger HM, Nagel SR. Physics of the Granular State. Science 5051 (1992) 1523-1531.
- [11] Torquato S, Truskett TM, Debenedetti PG. Is Random Close Packing of Spheres Well Defined? Physical Review Letters 84 (2000) 2064-2067.
- [12] ASM Handbook. Heat treating (vol. 4) 3rd printing. ASM International (1995) p 1861.
- [13] Kádár Cs, Máthis K, Orbulov IN, Chmelik F. Monitoring the failure mechanisms in metal matrix syntactic foams during compression by acoustic emission. Materials Letters 173 (2016) 31-34.
- [14] Rohatgi PK, Kim JK, Gupta N, Alaraj S, Daoud A. Compressive characteristics of A356/fly ash cenosphere composites synthesized by pressure infiltration technique. Composites Part A 37 (2006) 430-437.
- [15] Sobczak N, Sobczak J, Morgiel J, Stobierski L. TEM characterization of the reaction products in aluminium–fly ash couples. Materials Chemistry and Physics 81 (2003) 296-300.
- [16] Weast RC. CRC Handbook of Chemistry and Physics. CRC Press (1990) p D-33.
- [17] Samsonov GV. The Oxide Handbook. IFI/Plenum Data Corporation (1973) p 122.
- [18] Neville BP, Rabiei A. Composite metal foams processed through powder metallurgy. Materials & Design 29 (2008) 388-396.
- [19] Rabiei A, Venda LJ. A comparison of composite metal foam's properties and other comparable metal foams. Materials Letters 63 (2009) 533-536.
- [20] Venda L, Neville B, Rabiei A. Fatigue in aluminum–steel and steel–steel composite foams. Materials Science and Engineering A 517 (2009) 146-153.
- [21] Rabiei A, Garcia-Avila M. Effect of various parameters on properties of composite steel foams under variety of loading rates. Materials Science and Engineering A 564 (2013) 539-547.

- [22] Weise J, Salk N, Jehring U, Baumeister J, Lehmhus D, Bayoumi MA. Influence of Powder Size on Production Parameters and Properties of Syntactic Invar Foams Produced by Means of Metal Powder Injection Moulding. *Advanced Engineering Materials* 15 (2013) 118-122.
- [23] Peroni L, Scapin M, Fichera C, Lehmhus D, Weise J, Baumeister J, Avallè M. Investigation of the mechanical behaviour of AISI 316L stainless steel syntactic foams at different strain-rates. *Composites Part B* 66 (2014) 430-442.
- [24] Xue X, Wang L, Wang M, Lu W, Zhang D. Manufacturing, compressive behaviour and elastic modulus of Ti matrix syntactic foam fabricated by powder metallurgy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 22 (2012) 188-192.
- [25] Xue X, Zhao Y. Ti matrix syntactic foam fabricated by powder metallurgy: particle breakage and elastic modulus. *JOM* 63 (2011) 43-47.
- [26] Mondal DP, Majumder JD, Jha N, Badkul A, Das S, Patel A, Gupta G. Titanium-cenosphere syntactic foam made through powder metallurgy route. *Materials & Design* 34 (2012) 82-89.
- [27] Daoud A. Synthesis and characterization of novel ZnAl22 syntactic foam composites via casting. *Materials Science and Engineering A* 488 (2008) 281-295.
- [28] Daoud A. Effect of strain rate on compressive properties of novel Zn12Al based composite foams containing hybrid pores. *Materials Science and Engineering A* 525 (2009) 7-17.
- [29] Daoud A, Abou El-Khair MT, Abdel-Aziz M, Rohatgi P. Fabrication, microstructure and compressive behavior of ZC63 Mg-microballoon foam composites. *Composites Science and Technology* 67 (2007) 1842-1853.
- [30] Jha N, Badkul A, Mondal DP, Das S, Singh M. Sliding wear behaviour of aluminum syntactic foam: A comparison with Al-10 wt% SiC composites. *Tribology International* 44 (2011) 220-231.
- [31] Mondal DP, Das S, Jha N. Dry sliding wear behaviour of aluminum syntactic foam. *Materials & Design* 30 (2009) 2563-2568.
- [32] Mondal DP, Das S, Ramakrishnan N, Uday Bhasker K. Cenosphere filled aluminum syntactic foam made through stir-casting technique. *Composites Part A* 40 (2009) 279-288.
- [33] Mondal DP, Jha N, Badkul A, Das S, Khedle R. High temperature compressive deformation behaviour of aluminum syntactic foam. *Materials Science and Engineering A* 534 (2012) 521-529.
- [34] Ramachandra M, Radhakrishna K. Effect of reinforcement of flyash on sliding wear, slurry erosive wear and corrosive behavior of aluminium matrix composite. *Wear* 262 (2007) 1450-1462.
- [35] Ramachandra M, Radhakrishna K. Synthesis-microstructure-mechanical properties-wear and corrosion behavior of an Al-Si (12%)-Flyash metal matrix composite. *Journal of Materials Science* 40 (2005) 5989-5997.

- [36] Trumble KP. Spontaneous infiltration of non-cylindrical porosity: Close-packed spheres. *Acta Materialia* 46 (1998) 2363-2367.
- [37] Rabiei A, O'Neill AT. A study on processing of a composite metal foam via casting. *Materials Science and Engineering A* 404 (2005) 159-164.
- [38] Venda LJ, Rabiei A. A study on aluminum–steel composite metal foam processed by casting. *Materials Science and Engineering A* 465 (2007) 59-67.
- [39] Castro G, Nutt SR. Synthesis of syntactic steel foam using gravity-fed infiltration. *Materials Science and Engineering A* 553 (2012) 89-95.
- [40] Rohatgi PK, Guo RQ, Iksan H, Borchelt EJ, Asthana R. Pressure infiltration technique for synthesis of aluminum–fly ash particulate composite. *Materials Science and Engineering A* 244 (1998) 22-30.
- [41] Rohatgi PK, Gupta N, Alaraj S. Thermal expansion of aluminum-fly ash cenosphere composites synthesized by pressure infiltration technique. *Journal of Composite Materials* 40 (2006) 1163-1174.
- [42] Palmer RA, Gao K, Doan TM, Green L, Cavallaro G. Pressure infiltrated syntactic foams—Process development and mechanical properties. *Materials Science and Engineering A* 464 (2007) 85-92.
- [43] Orbulov IN. *Syntactic foams produced by pressure infiltration-the effect of pressure and time on infiltration length. Periodica Polytechnica Mechanical Engineering* 55 (2011) 21-27.
- [44] Orbulov IN. *Metal matrix syntactic foams produced by pressure infiltration—The effect of infiltration parameters. Materials Science and Engineering A* 583 (2013) 11-19.
- [45] Orbulov IN, Dobránszky J. *Producing metal matrix syntactic foams by pressure infiltration. Periodica Polytechnica Mechanical Engineering* 52 (2008) 35-42.
- [46] Orbulov IN, Ginsztler J, Kun P. *Infiltration characteristics and compressive behaviour of metal matrix syntactic foams. Materials Science Forum* 729 (2013) 68-73.
- [47] Orbulov IN, Németh Á, Dobránszky J. *Composite production by pressure infiltration. Materials Science Forum* 589 (2008) 137-142..
- [48] Zhang LP, Zhao YY. Mechanical response of Al matrix syntactic foams produced by pressure infiltration casting. *Journal of Composite Materials* 41 (2007) 2105-2117.
- [49] Castro G, Nutt SR. Synthesis of syntactic steel foam using mechanical pressure infiltration. *Materials Science and Engineering A* 535 (2012) 274-280.
- [50] Asthana R, Rohatgi PK, Tewari SN. Infiltration processing of metal - matrix composites. *Processing of Advanced Materials*. 2 (1992) 1-17.
- [51] Garcia-Cordovilla C, Louis E, Narciso J. Pressure infiltration of packed ceramic particulates by liquid metals. *Acta Materialia* 47 (1999) 4461-4479.
- [52] Washburn EW. The dynamics of capillary flow. *Physical Review* 17 (1921) 273-283.
- [53] Semlak KA, Rhines FN. The Rate of Infiltration of Metals. *Transactions of The Metallurgical Society of AIME* (1958) 325-331.
- [54] Kaptay G. Interfacial aspects to produce particulate reinforced metal matrix composites. In TMS 2001 fall meeting, Indianapolis, Indiana, USA (2001) 71-99.

- [55] Bárczy T, Kaptay G. Modeling the infiltration of liquid metals into porous ceramics. *Materials Science Forum* 473-474 (2005) 297-302.
- [56] Kaptay G. The threshold pressure of infiltration into fibrous preforms normal to the fibers' axes. *Composites Science and Technology* 68 (2008) 228-237.
- [57] Kevorkijan VM. The reactive infiltration of porous ceramic media by a molten aluminum alloy. *Composites Science and Technology* 59 (1999) 683-686.
- [58] Eustathopoulos N, Drevet B, Muolo ML. The oxygen-wetting transition in metal/oxide systems. *Materials Science and Engineering A* 300 (2001) 34-40.
- [59] Muscat D, Drew RAL. Modeling the infiltration kinetics of molten aluminum into porous titanium carbide. *Metallurgical and Materials Transactions A* 25 (1994) 2357-2370.
- [60] Orbulov IN. *Mikrogömbhéjak nyomásos infiltrációjának vizsgálati módszere. In XIX. Nemzetközi Gépész Találkozó, Erdélyi Magyar Műszaki Tudományos Társaság, Csíksomlyó, Románia (2011) 296-299.*
- [61] Orbulov IN. *Infiltration and mechanical characteristics of hollow spheres reinforced metal matrix composites. In 8th Conference on Mechanical Engineering, BME Gépészmérnöki Kar, Budapest, Magyarország (2012) 403-411.*
- [62] Guo RQ, Rohatgi PK. Chemical reactions between aluminum and fly ash during synthesis and reheating of Al-fly ash composite. *Metallurgical and Materials Transactions B* 29 (1998) 519-525.
- [63] Orbulov IN, Dobranszky J, Nemeth A. *Microstructural characterisation of syntactic foams. Journal of Materials Science* 44 (2009) 4013-4019.
- [64] Orbulov IN, Májlínger K. *On the microstructure of ceramic hollow microspheres. Periodica Polytechnica Mechanical Engineering* 54 (2010) 89-94.
- [65] Orbulov IN, Májlínger K. *Microstructure of metal-matrix composites reinforced by ceramic microballoons. Materiali in Tehnologije* 46 (2012) 375-382.
- [66] Suery M, Trespaille-Barrau P. Centrifugal casting of metal matrix composites for the production of locally reinforced near net shape parts - laboratory experiments. In *Interets Technologiques et Marches Potentiels des Composites a Matrice: Metallique*, Les Presses de l'École des Mines, Paris, France (1997) 28-36.
- [67] Májlínger K, Orbulov IN. *Elemeloszlás és orientációs vizsgálat szintaktikus fémhabokon. In XIX. Nemzetközi Gépész Találkozó, Erdélyi Magyar Műszaki Tudományos Társaság, Csíksomlyó, Románia (2011) 224-247.*
- [68] Orbulov IN, Németh Á, Dobranszky J. *XRD and EDS investigations of metal matrix composites and syntactic foams. In 13th European Conference on X-Ray Spectrometry, Cavtat, Croatia (2008) p. 1-10.*
- [69] Balch DK, Dunand DC. Load partitioning in aluminum syntactic foams containing ceramic microspheres. *Acta Materialia* 54 (2006) 1501-1511.
- [70] Balch DK, O'Dwyer JG, Davis GR, Cady CM, Gray III GT, Dunand DC. Plasticity and damage in aluminum syntactic foams deformed under dynamic and quasi-static conditions. *Materials Science and Engineering A* 391 (2005) 408-417.

- [71] Dou ZY, Jiang LT, Wu GH, Zhang Q, Xiu ZY, Chen GQ. High strain rate compression of cenosphere-pure aluminum syntactic foams. *Scripta Materialia* 57 (2007) 945-948.
- [72] Goel MD, Peroni M, Solomos G, Mondal DP, Matsagar VA, Gupta AK, Larcher M, Marburg S. Dynamic compression behavior of cenosphere aluminum alloy syntactic foam. *Materials & Design* 42 (2012) 418-423.
- [73] Goel MD, Mondal DP, Yadav MS, Gupta SK. Effect of strain rate and relative density on compressive deformation behavior of aluminum cenosphere syntactic foam. *Materials Science and Engineering A* 590 (2014) 406-415.
- [74] Peroni L, Scapin M, Avasse M, Weise J, Lehmhus D. Dynamic mechanical behavior of syntactic iron foams with glass microspheres. *Materials Science and Engineering A* 552 (2012) 364-375.
- [75] Lehmhus D, Weise J, Baumeister J, Peroni L, Scapin M, Fichera C, Avasse M, Busse M. Quasi-static and Dynamic Mechanical Performance of Glass Microsphere- and Cenosphere-based 316L Syntactic Foams. *Procedia Materials Science* 4 (2014) 383-387.
- [76] Luong DD, Gupta N, Daoud A, Rohatgi PK. High strain rate compressive characterization of aluminum alloy/fly ash cenosphere composites. *JOM* 63 (2011) 53-56.
- [77] Luong DD, Gupta N, Rohatgi PK. The high strain rate compressive response of Mg-Al alloy/fly Ash cenosphere composites. *JOM* 63 (2011) 48-52.
- [78] Anantharaman H, Shunmugasamy VC, Strbik III OM, Gupta N, Cho K. Dynamic properties of silicon carbide hollow particle filled magnesium alloy (AZ91D) matrix syntactic foams. *International Journal of Impact Engineering* 82 (2015) 14-24.
- [79] Ferguson JB, Santa Maria JA, Schultz BF, Rohatgi PK. Al–Al₂O₃ syntactic foams—Part II: Predicting mechanical properties of metal matrix syntactic foams reinforced with ceramic spheres. *Materials Science and Engineering A* 582 (2013) 423-432.
- [80] Santa Maria JA, Schultz BF, Ferguson JB, Gupta N, Rohatgi PK. Effect of hollow sphere size and size distribution on the quasi-static and high strain rate compressive properties of Al-A380-Al₂O₃ syntactic foams. *Journal of Materials Science* 49 (2014) 1267-1278.
- [81] Santa Maria JA, Schultz BF, Ferguson JB, Rohatgi PK. Al–Al₂O₃ syntactic foams – Part I: Effect of matrix strength and hollow sphere size on the quasi-static properties of Al-A206/Al₂O₃ syntactic foams. *Materials Science and Engineering A* 582 (2013) 415-422.
- [82] Tao XF, Zhao YY. Compressive behavior of Al matrix syntactic foams toughened with Al particles. *Scripta Materialia* 61 (2009) 461-464.
- [83] Tao XF, Zhao YY. Compressive failure of Al alloy matrix syntactic foams manufactured by melt infiltration. *Materials Science and Engineering A* 549 (2012) 228-232.
- [84] Wu GH, Dou ZY, Sun DL, Jiang LT, Ding BS, He BF. Compression behaviors of cenosphere-pure aluminum syntactic foams. *Scripta Materialia* 56 (2007) 221-224.
- [85] Zou LC, Zhang Q, Pang BJ, Wu GH, Jiang LT, Su H. Dynamic compressive behavior of aluminum matrix syntactic foam and its multilayer structure. *Materials & Design* 45 (2013) 555-560.

- [86] Fiedler T, Taherishargh M, Krstulović-Opara L, Vesenjok M. Dynamic compressive loading of expanded perlite/aluminum syntactic foam. *Materials Science and Engineering A* 626 (2015) 296-304.
- [87] Taherishargh M, Belova IV, Murch GE, Fiedler T. Low-density expanded perlite–aluminium syntactic foam. *Materials Science and Engineering A* 604 (2014) 127-134.
- [88] Taherishargh M, Belova IV, Murch GE, Fiedler T. On the mechanical properties of heat-treated expanded perlite–aluminium syntactic foam. *Materials & Design* 63 (2014) 375-383.
- [89] Taherishargh M, Sulong MA, Belova IV, Murch GE, Fiedler T. On the particle size effect in expanded perlite aluminium syntactic foam. *Materials & Design* 66 (2015) 294-303.
- [90] Orbulov IN. *Compressive properties of aluminium matrix syntactic foams. Materials Science and Engineering A* 555 (2012) 52-56.
- [91] Orbulov IN. *Effect of matrix alloying and hollow sphere size on the compressive properties of metal matrix syntactic foams. In International Conference on Cellular Materials, Dresden, Germany (2012) 1-5.*
- [92] Orbulov IN, Ginsztler J. *Compressive behaviour of metal matrix syntactic foams. Acta Polytechnica Hungarica* 9 (2012) 43-56.
- [93] Szlancsik A, Katona B, Bobor K, Májlínger K, Orbulov IN. *Compressive behaviour of aluminium matrix syntactic foams reinforced by iron hollow spheres. Materials & Design* 83 (2015) 230-237.
- [94] Szlancsik A, Katona B, Májlínger K, Orbulov IN. *Compressive Behavior and Microstructural Characteristics of Iron Hollow Sphere Filled Aluminum Matrix Syntactic Foams. Materials* 8 (2015) 7926-7937.
- [95] Orbulov IN, Ginsztler J. *Compressive characteristics of metal matrix syntactic foams. Composites Part A* 43 (2012) 553-561.
- [96] Kun P, Orbulov IN. *AlCu5 és AlMgSi1 mátrixú szintaktikus fémhabok előállítása és vizsgálata. Bányászati és Kohászati Lapok – Kohászat* 144 (2011) 51-55.
- [97] Myers K, Katona B, Cortes P, Orbulov IN. *Quasi-static and high strain rate response of aluminum matrix syntactic foams under compression. Composites Part A* 79 (2015) 82-91.
- [98] Bálint K, Orbulov IN. *Kerámiagömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabok kvázistatikus és nagy alakváltozási sebességű nyomóvizsgálata. Bányászati és Kohászati Lapok - Kohászat* 149 (2016) 30-35.
- [99] Huang Z, Yu S, Li M. Microstructures and compressive properties of AZ91D/fly-ash cenospheres composites. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 20 (2010) 458-462.
- [100] Huang Z, Yu S, Liu J, Zhu X. Microstructure and mechanical properties of in situ Mg₂Si/AZ91D composites through incorporating fly ash cenospheres. *Materials & Design* 32 (2011) 4714-4719.
- [101] Rohatgi PK, Daoud A, Schultz BF, Puri T. Microstructure and mechanical behavior of die casting AZ91D-Fly ash cenosphere composites. *Composites Part A* 40 (2009) 883-896.

- [102] Rohatgi PK, Gupta N, Schultz BF, Luong DD. The synthesis, compressive properties, and applications of metal matrix syntactic foams. *JOM* 63 (2011) 36-42.
- [103] Peroni L, Scapin M, Avalor M, Weise J, Lehmkus D. Dynamic mechanical behavior of syntactic iron foams with glass microspheres. *Materials Science and Engineering A* 552 (2012) 364-375.
- [104] Peroni L, Scapin M, Avalor M, Weise J, Lehmkus D, Baumeister J, Busse M. Syntactic Iron Foams - On Deformation Mechanisms and Strain-Rate Dependence of Compressive Properties. *Advanced Engineering Materials* 14 (2012) 909-918.
- [105] Castro G, Nutt SR, Wenchen X. Compression and low-velocity impact behavior of aluminum syntactic foam. *Materials Science and Engineering A* 578 (2013) 222-229.
- [106] Zhang L, Ma J. Processing and characterization of syntactic carbon foams containing hollow carbon microspheres. *Carbon* 47 (2009) 1451-1456.
- [107] Tao XF, Zhang LP, Zhao YY. Al matrix syntactic foam fabricated with bimodal ceramic microspheres. *Materials & Design* 30 (2009) 2732-2736.
- [108] Xia X, Chen X, Zhang Z, Chen X, Zhao W, Liao B, Hur B. Compressive properties of closed-cell aluminum foams with different contents of ceramic microspheres. *Materials & Design* 56 (2014) 353-358.
- [109] Bozóki B, Májlínger K. Alumínium mátrixú hibrid kompozitok kopási tulajdonságainak vizsgálata. In XXII. Nemzetközi Gépész Találkozó, Erdélyi Magyar Műszaki Tudományos Társaság, Nagyszeben, Románia (2014) 62-65.
- [110] Májlínger K. Hibrid szintaktikus fémhabok kopási tulajdonságai. *Bányászati és Kohászati Lapok – Kohászat* 148 (2015) 33-37.
- [111] Májlínger K, Bozóki B, Kalácska G, Keresztes R, Zsidai L. Tribological properties of hybrid aluminum matrix syntactic foams. *Tribology International* 99 (2016) 211-223.
- [112] Májlínger K. Wear properties of hybrid AlSi12 matrix syntactic foams. *International Journal of Materials Research* 106 (2015) 1165-1173.
- [113] Májlínger K, Kalácska G, Orbulov IN, Zsidai L, Bozóki B, Keresztes R. *Global Approach of Tribomechanical Development of Hybrid Aluminium Matrix Syntactic Foams. Tribology Letters* 65 (2016) 1-13.
- [114] Májlínger K, Orbulov IN. *Characteristic compressive properties of hybrid metal matrix syntactic foams. Materials Science and Engineering A* 606 (2014) 248-256.
- [115] Májlínger K, Orbulov IN. *Hibrid szintaktikus fémhabok szilárdsági jellemzői. Bányászati és Kohászati Lapok – Kohászat* 147 (2014) 29-34.
- [116] Orbulov IN. *Compressive properties of aluminium matrix syntactic foams. Materials Science and Engineering A* 555 (2012) 52-56.
- [117] Orbulov IN, Németh Á, Ginsztler J. *Effect of alloying and heat treatment on the mechanical properties of metal matrix syntactic foams. In International Conference on Cellular Materials, Dresden, Germany (2010) 377-382.*
- [118] Orbulov IN. *Szintaktikus fémhabok (2009) PhD disszertáció.*
- [119] Binary alloys phase diagrams. 2nd edition. ASM International (1990) p. 211.

- [120] Bardella L. An extension of the Secant Method for the homogenization of the nonlinear behavior of composite materials. *International Journal of Engineering Science* 41 (2003) 741-768.
- [121] Bardella L, Genna F. On the elastic behavior of syntactic foams. *International Journal of Solids and Structures* 38 (2001) 7235-7260.
- [122] Bardella L, Genna F. Elastic design of syntactic foamed sandwiches obtained by filling of three-dimensional sandwich-fabric panels. *International Journal of Solids and Structures* 38 (2001) 307-333.
- [123] Bardella L, Sfreddo A, Ventura C, Porfiri M, Gupta N. A critical evaluation of micromechanical models for syntactic foams. *Mechanics of Materials* 50 (2012) 53-69.
- [124] Marur PR. Effective elastic moduli of syntactic foams. *Materials Letters* 59 (2005) 1954-1957.
- [125] Marur PR. Estimation of effective elastic properties and interface stress concentrations in particulate composites by unit cell methods. *Acta Materialia* 52 (2004) 1263-1270.
- [126] Marur PR. Influence of imperfect interface on the elastic moduli of syntactic foams. *Computational Materials Science* 46 (2009) 327-332.
- [127] Marur PR. Numerical estimation of effective elastic moduli of syntactic foams. *Finite Elements in Analysis and Design* 46 (2010) 1001-1007.
- [128] Liu Q, Subhash G, Gao XL. A parametric study on crushability of open-cell structural polymeric foams. *Journal of Porous Materials* 12 (2005) 233-248.
- [129] Dombóvári Z, Stépán G. Marószerszámok dinamikai tulajdonságai és azok hatása a megmunkálás stabilitására. *GÉP* 63 (2012) 163-174.
- [130] Hashin Z, Shtrikman S. A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 11 (1963) 127-140.
- [131] Csizmazia J, Fekete B, Orbulov IN. *Dupla kompozitok gyártása, valamint mikroszerkezeti és mechanikai tulajdonságai. Bányászati és Kohászati Lapok – Kohászat* 148 (2015) 37-42.
- [132] Luong DD, Strbik III OM, Hammond VH, Gupta N, Cho K. Development of high performance lightweight aluminum alloy/SiC hollow sphere syntactic foams and compressive characterization at quasi-static and high strain rates. *Journal of Alloys and Compounds* 550 (2013) 412-422.
- [133] Cox J, Luong DD, Shunmugasamy VC, Gupta N, Strbik III OM, Cho K. Dynamic and Thermal Properties of Aluminum Alloy A356/Silicon Carbide Hollow Particle Syntactic Foams. *Metals* 4 (2014) 530-548.
- [134] Goel MD, Matsagar VA, Gupta AK, Marburg S. Strain rate sensitivity of closed cell aluminium fly ash foam. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 23 (2013) 1080-1089.
- [135] Mondal DP, Goel MD, Das S. Effect of strain rate and relative density on compressive deformation behaviour of closed cell aluminum–fly ash composite foam. *Materials & Design* 30 (2009) 1268-1274.

- [136] Mondal DP, Goel MD, Das S. Compressive deformation and energy absorption characteristics of closed cell aluminum-fly ash particle composite foam. *Materials Science and Engineering A* 507 (2009) 102-109.
- [137] Alvandi-Tabrizi Y, Whisler DA, Kim H, Rabiei A. High strain rate behavior of composite metal foams. *Materials Science and Engineering A* 631 (2015) 248-257.
- [138] Alvandi-Tabrizi Y, Rabiei A. Use of Composite Metal Foam for Improving Absorption of Collision Forces. *Procedia Materials Science* 4 (2014) 377-382.
- [139] Kiser M, He MY, Zok FW. The mechanical response of ceramic microballoon reinforced aluminum matrix composites under compressive loading. *Acta Materialia* 47 (1999) 2685-2694.
- [140] Orbulov IN, Májlínger K. *Compressive Properties of Metal Matrix Syntactic Foams in Free and Constrained Compression*. *JOM* 66 (2014) 882-891.
- [141] Ashby MF, Evans T, Fleck NA, Hutchinson JW, Wadley HNG, Gibson LJ. *Metal Foams: A Design Guide*. Butterworth-Heinemann (2000).
- [142] Degischer HP, Kriszt B. *Handbook of cellular metals: production, processing, applications*. Wiley-VCH (2002).
- [143] Soubielle S, Salvo L, Diologent F, Mortensen A. Fatigue and cyclic creep of replicated microcellular aluminium. *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 2657-2663.
- [144] Amsterdam E, De Hosson JTM, Onck PR. Failure mechanisms of closed-cell aluminum foam under monotonic and cyclic loading. *Acta Materialia* 54 (2006) 4465-4472.
- [145] Harte AM, Fleck NA, Ashby MF. Fatigue failure of an open cell and a closed cell aluminium alloy foam. *Acta Materialia* 47 (1999) 2511-2524.
- [146] McCullough KYG, Fleck NA, Ashby MF. The stress-life fatigue behaviour of aluminium alloy foams. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 23 (2000) 199-208.
- [147] Banhart J, Brinkers W. Fatigue Behavior of Aluminum Foams. *Journal of Materials Science Letters* 18 (1999) 617-619.
- [148] Sugimura Y, Rabiei A, Evans AG, Harte AM, Fleck NA. Compression fatigue of a cellular Al alloy. *Materials Science and Engineering A* 269 (1999) 38-48.
- [149] Zhou J, Gao M, Cuitino AM, Soboyejo WO. Fatigue of As-Fabricated Open Cell Aluminum Foams. *Journal of Engineering Materials and Technology* 127 (2005) 40-45.
- [150] Zhou J, Soboyejo WO. Compression-compression fatigue of open cell aluminum foams: macro-/micro- mechanisms and the effects of heat treatment. *Materials Science and Engineering A* 369 (2004) 23-35.
- [151] Lehmkus D, Marschner C, Banhart J, Bomas H. Influence of heat treatment on compression fatigue of aluminium foams. *Journal of Materials Science* 37 (2002) 3447-3451.
- [152] Lin J, Zhang Y, Ma M. Preparation of porous Ti35Nb alloy and its mechanical properties under monotonic and cyclic loading. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 20 (2010) 390-394.

- [153] Hakamada M, Kuromura T, Chino Y, Yamada Y, Chen Y, Kusuda H, Mabuchi M. Monotonic and cyclic compressive properties of porous aluminum fabricated by spacer method. *Materials Science and Engineering A* 459 (2007) 286-293.
- [154] Zettl B, Mayer H, Stanzl-Tschegg SE. Fatigue properties of Al–1Mg–0.6Si foam at low and ultrasonic frequencies. *International Journal of Fatigue* 23 (2001) 565-573.
- [155] Zettl B, Mayer H, Stanzl-Tschegg SE, Degischer HP. Fatigue properties of aluminium foams at high numbers of cycles. *Materials Science and Engineering A* 292 (2000) 1-7.
- [156] Rabiei A, Hutchinson JW, Evans AG. Heat generation during the fatigue of a cellular Al alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* 31 (2000) 1129-1136.
- [157] Kim A, Kim I. Effect of specimen aspect ratio on fatigue life of closed cell Al-Si-Ca alloy foam. *Acta Mechanica Solida Sinica* 21 (2008) 354-358.
- [158] Kolluri M, Mukherjee M, Garcia-Moreno F, Banhart J, Ramamurty U. Fatigue of a laterally constrained closed cell aluminum foam. *Acta Materialia* 56 (2008) 1114-1125.
- [159] Olurin OB, McCollough KYG, Fleck NA, Ashby MF. Fatigue crack propagation in aluminium alloy foams. *International Journal of Fatigue* 23 (2001) 375-382.
- [160] Motz C, Friedl O, Pippan R. Fatigue crack propagation in cellular metals. *International Journal of Fatigue* 27 (2005) 1571-1581.
- [161] Harte AM, Fleck NA, Ashby MF. The fatigue strength of sandwich beams with an aluminium alloy foam core. *International Journal of Fatigue* 23 (2001) 499-507.
- [162] Schultz O, des Ligneris A, Haider O, Starke P. Fatigue Behavior, Strength, and Failure of Aluminum Foam. *Advanced Engineering Materials* 2 (2000) 215-218.
- [163] Caty O, Maire E, Douillard T, bertino P, Dejaeger R, Bouchet R. Experimental determination of the macroscopic fatigue properties of metal hollow sphere structures. *Materials Letters* 63 (2009) 1131-1134.
- [164] Taherishargh M, Katona B, Fiedler T, Orbulov IN. *Fatigue properties of expanded perlite/aluminum syntactic foams. Journal of Composite Materials* (2016), elérhető online, megjelenés alatt.
- [165] Orbulov IN, Katona B, Szebényi G. *Fatigue properties of metal matrix syntactic foams. In International Conference on Cellular Materials, Dresden, Germany (2014) 1-6.*
- [166] Katona B, Szebényi G, Orbulov IN. *Fém mátrixú szintaktikus fémhabok fáradási tulajdonságai. Bányászati és Kohászati Lapok – Kohászat* 148 (2015) 30-33.
- [167] Katona B, Szebényi G, Orbulov IN. *Fatigue properties of ceramic hollow sphere filled aluminium matrix syntactic foams. Materials Science and Engineering A* 679 (2017) 350-357.
- [168] ASTM E739-10 Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data (2015)