

■ ANYAGTUDOMÁNY

■ ROVATVEZETŐK: dr. Buzáné dr. Dénes Margit és dr. Klug Ottó

KATONA BÁLINT – SZEBÉNYI GÁBOR – ORBULOV IMRE NORBERT

Fématrixú szintaktikus fémhabok fáradási tulajdonságai

Cikkünkben a szintaktikus fémhabok fáradási tulajdonságaival foglalkozunk. A kísérleti úton előállított Al99,5 vagy AISi12 mátrixú, vegyesoxid kerámia összetételű gömbhéjakkal erősített szintaktikus fémhabokból kimunkált hengeres próbatesteken végeztünk fárasztóvizsgálatokat különböző terhelési tényezőjű ($k = \sigma_{max} / \sigma_t$, ahol σ_{max} a terhelési ciklus maximuma, σ_t pedig a szintaktikus fémhab törési szilárdsága) lüktető nyomó igénybevétellel. A vizsgálatok során rögzített, három részre bontható deformáció-ciklusszám görbék szakaszai sorrendben gyors deformációnövekedést, majd hosszú stagnálást és ismét gyors deformációnövekedést mutatnak, ami megfelelő terhelési szint esetén a próbatest töréséhez vezet. A vizsgálati eredményekből megállapítható, hogy a mátrixanyagnak döntő hatása van a szintaktikus fémhabok adott terhelési szint mellett várható törési ciklusszámára. A különböző mátrixanyagú próbatestek esetében a törési ciklusszámban jelentkező különbség a terhelési szint csökkenésével nő. A mátrixanyag a szintaktikus fémhabok tönkremeneteli módját is jelentősen befolyásolja, ami függ a mátrixanyag folyáshatára és a kerámia gömbhéj törésszilárdsága közötti kapcsolattól.

1. Bevezetés

A zártcellás, nagy szilárdságú fémhabok, mint például a kerámia gömbhéjakkal erősített szintaktikus fémhabok ígéretes anyagok kis öntömegű alkatrészek gyártásához. Az ilyen típusú kompozitok többek között kisterhelésű, mozgó gépelemként, vagy teherhordó szerkezetek rezgéscsillapító elemeiként (pl.: gépágyak) alkalmazhatók. Az ismétlődő igénybevételnek kitett alkatrészek esetén már a tervezési fázisban szükséges az ilyen kompozit anyagok fáradási tulajdonságainak ismerete a megfelelő számítások elvégzéséhez.

A szintaktikus fémhabok főbb

mechanikai tulajdonságairól számos publikáció jelent meg. A szakirodalom középpontjában a habok nyomóterhelés esetén mutatott tulajdonságai állnak, mivel ez a fémhabok leggyakoribb igénybevételi formája. Ezen felül a húzó és koptató igénybevételekre adott válaszról [1, 2], illetve a habok felépítésének digitális rekonstrukciójáról [3, 4] is találunk publikációkat. Több kutatás is összefüggést állapított meg a kvázistatikus, illetve a nagy alakváltozási sebességű tulajdonságok, valamint a mátrixanyag és gömbhéj átmérő között Al-Al₂O₃ szintaktikus fémhabok esetében [5–7]. Peroni, Lehmus, Weise és társai [8–11] üveg mikrogömbökkel erősített vasalapú

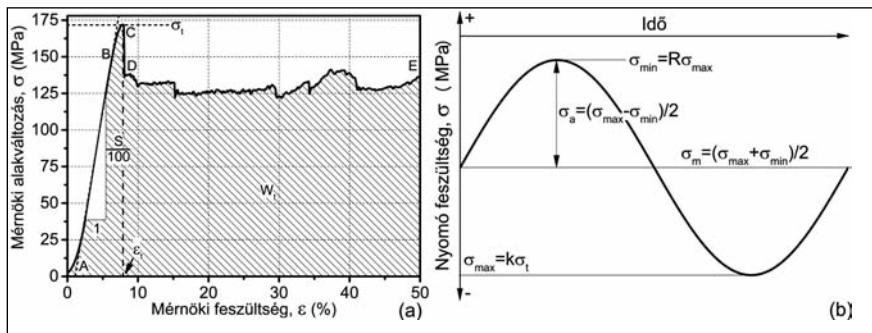
szintaktikus fémhabot vizsgáltak. A gyártás mellett a kvázistatikus húzó/nyomó tulajdonságok alakváltozási sebességtől való függését vizsgálták (a 10⁻³...10³ 1/s tartományban). Az eredmények alapján megállapították, hogy az alakváltozási sebesség hatása elsősorban a mátrixanyaggal hozható összefüggésbe. Taherishargh és társai [12, 13] a gyártási költségek csökkentése érdekében kis sűrűségű, építőipari perlitel töltött fémhabokat állítottak elő, és vizsgálták lehetséges alkalmazási területeiket. A töltőanyag nagy porozitásának (~95%) köszönhetően a fémhab teljes porozitása elérte a ~60%-ot. Nyomó igénybevétel hatására a vizsgált szintaktikus fémhabok az általános feszültség-alakváltozás görbét mutatták a rugalmas, a plató és a tömörödési szakasszal. Az egyenletes platófeszültség (~30 MPa), a nagy tömörödési alakváltozás (60%) és a nagy energiaelnyelő képesség (~90%) miatt az előállított szintaktikus fémhabok jól alkalmazhatóak energiaelnyelő elemekként. A fent említett és hasonló munkák csak kis mértékben térnek ki a tárgyalt anyagok fáradási tulajdonságaira.

Vendra és társai acélgömbhéjakkal erősített alumínium mátrixú (gravitációs öntéssel előállított) vagy acél mátrixú (porkohászati úton előállított) szintaktikus fémhabok fáradási tulajdonságait vizsgálták. Az alkalmazott ciklikus nyomóterhelés mellett a szintaktikus fémhabok nagy ciklikus stabilitást mutattak, a deformáció pedig három részre tagolódott: (i) az alakváltozás ciklusonkénti lineáris növekedése, (ii) minimális alakváltozás-akkumuláció nagy ciklusszámnál és (iii) gyors alakváltozás-akkumuláció néhány ciklus alatt a teljes tönkremenetelig. Megfigyeléseik szerint a szintaktikus fém-

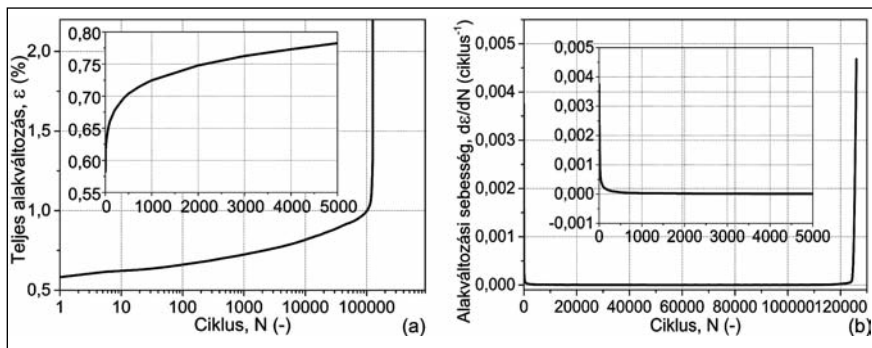
Katona Bálint 2014-ben szerezte meg MSc-diplomáját a BME Gépészmérnöki Karán. Jelenleg az Anyagtudomány és Technológia Tanszék doktorandusz hallgatója. Kutatásaiban szintaktikus fémhabok fáradási tulajdonságaival foglalkozik.

Szabényi Gábor 2011-ben szerzett PhD-fokozatot a BME Gépészmérnöki Karán. Jelenleg a Polimertechnika Tanszék adjunktusa. Kutatási területe a nanokompozitok és hibrid nanokompozitok fejlesztése, vizsgálata, valamint a biomechanikai vizsgálatok.

Orbulov Imre Norbert 2009-ben szerzett PhD-fokozatot a BME Gépészmérnöki Karán. Jelenleg az Anyagtudomány és Technológia Tanszék adjunktusa. Kutatási területe a fématrixú kompozitok és fémhabok előállítása és tulajdonságaik vizsgálata.



1. ábra. Egy AlSi12-SL300-as fémmátrixú szintaktikus fémhab kvázistatikus nyomógörbéje (a) és a fárasztóvizsgálatok során alkalmazott ciklikus terhelés paramétereit (b)



2. ábra. Egy AlSi12-SL300-as szintaktikus fémhab alakváltozás-ciklus (a) és alakváltozási sebesség-ciklus (b) görbéi $k = 0,7$ -es terhelési szint mellett

habok deformációját a leggyengébb keresztmetszetben létrejövő deformációs zónák okozzák, hasonlóan az általános fémhabokhoz [14].

Caty és társai az itt tárgyalt fémhabokhoz némileg hasonló, de nem teljesen azonos úgynevezett gömbhéjstruktúrákat (HSS) vizsgáltak, amely összerendezett gömbhéjakkból áll, befoglaló mátrix nélkül. A szerkezet integritását a gömbhéjak pontbeli érintkezéseinél létrehozott fémes kötések biztosítják. Munkájuk során acél próbatesteket terheltek ciklikus nyomó és húzó igénybevétellel. Az eredmények azt mutatták, hogy az anyag, de legfőképpen a gyártási módszer van hatással a fáradási tulajdonságokra, mivel döntően ez befo-

lyásolja a két gömbhéj közötti kötés szilárdságát és az anyag végső homogenitását. A gömbhéjak átmérőjének csekély hatása volt a fáradási tulajdonságokra, viszont annál kifejezettebb volt a szerepe az S-N (feszültség-törési ciklusszám) görbe meredekségében. Ezen felül azt tapasztalták, hogy a húzó igénybevétel mellett meghatározott fáradási határ a fele a nyomó igénybevétel esetében kapottaknak [15].

2. Anyagok és vizsgálati módszerek

A vizsgált szintaktikus fémhabok inert gázneműs (Ar-gáz), folyadék fázisú infiltrálás segítségével készültek.

1. táblázat. Az alkalmazott mátrixanyagok mért kémiai összetétele

Mátrix	Összetétel (t%)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
Al99,5	0,123	0,328	0,003	0,003	0,002	0,005	Maradék
AlSi12	12,830	0,127	0,002	0,005	0,010	0,007	

2. táblázat. A kerámiagömbhéjak jellemző tulajdonságai

Külső átmérő (μm)	Falvastagság (μm)	Szilárdság (MPa)	Sűrűség (kgm^{-3})
150	6,75	~45	691

Az alkalmazott mátrixanyagok kémiai összetételét az 1. táblázat mutatja.

Töltőanyagként az Envirospheres Pty. Ltd. SL300-as (2. táblázat) típusú kerámia gömbhéjakat használtuk. A vizsgált habok térkitöltése minden esetben ~65% volt. A gömbhéjak 33 t% Al_2O_3 -ból, 48 t% amorf SiO_2 -ből és 19 t% mullitból ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$) álltak.

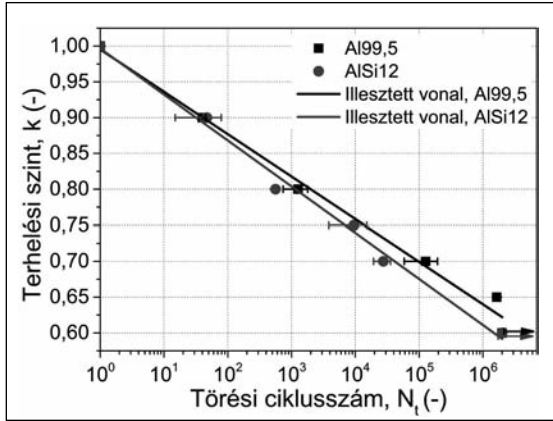
A fárasztóvizsgálatokat Instron 8872-es típusú szervohidraulikus univerzális szakítógépen végeztük el egy négyoszlopos zömítő szerszám segítségével. A szerszám nyomófelületeinek keménysége 45 HRC volt. Hengeres próbatesteket vizsgáltunk ($D=8,50 \text{ mm}$, $H=12,75 \text{ mm}$, $H/D=1,5$). A terhelés szinuszosan változó nyomás volt $R=0,1$ aszimmetria tényezővel 0,6 és 0,9 közötti terhelési szinteken ($k = \sigma_{\text{max}} / \sigma_t$, ahol a σ_{max} terhelési ciklus maximuma, σ_t pedig a szintaktikus fémhab törési szilárdsága). A terhelés frekvenciája $f=10 \text{ Hz}$ volt.

Minden terhelési szinten öt próbatestet vizsgáltunk, az eredményeket pedig statisztikai úton értékeltük ki. Tönkremeneteli kritériumnak alakváltozási limitet alkalmaztunk: a próbatest töröttnek minősült, ha a mérnöki alakváltozás elérte az $\varepsilon = 2\%$ -ot. Abban az esetben, ha ez nem következett be a $2 \cdot 10^6$ ciklusig, akkor az adott próbatest törés nélkül túlélte a tesztet.

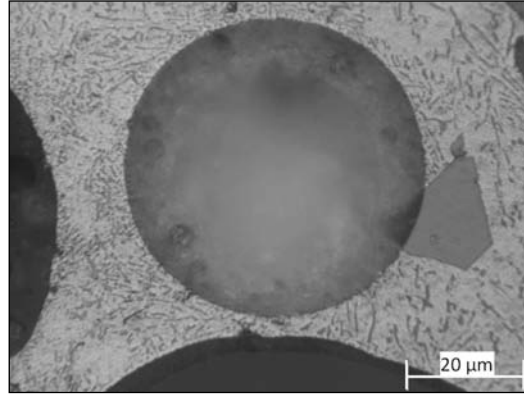
3. Eredmények és kiértékelésük

Egy AlSi12-SL300 szintaktikus fémhab tipikus kvázistatikus nyomóvizsgálatának mérnöki feszültség-mérnöki alakváltozás diagramja látható az 1a ábrán. A görbe három főrésze és több alrészre osztható [16–18].

A cellás anyagok nyomóvizsgálatáról szóló szabvány alapján [19] a görbéről több jellegzetes érték határozható meg. A mérhető tulajdonságok többek között a nyomószilárdság (σ_t), a törési alakváltozás (ε_t), a szerkezeti merevség (S) és az elnyelt mechanikai energia (W_t). A továbbiakban számunkra csak a törési szilárdságnak (σ_t , MPa) van jelentősége, mivel a terhelési szintet (k) ez alapján tudjuk meghatározni. Az 1b ábrán egy terhelési ciklus paramétereit és a köztük lévő összefüggéseket láthatóak. Mivel a szintaktikus fémhabok fizikai és mechanikai tulajdonságai rendszerint



■ 3. ábra. A vizsgált szintaktikus fémhabok terhelési szint-törési ciklusszám görbéi



■ 4. ábra. Egy AlSi12 mátrixú szintaktikus fémhab mikroszerkezete az eutektikus mikrostruktúrával és egy tömbszerű primer poligonális Si-kiválással

szerkezetfüggők [20], a nyomószilárdságban jelentős szórások tapasztalhatóak, így azok átlaga nem használható további számításokhoz (főleg nagy terhelési szintek esetében, közel a nyomószilárdsághoz). Ennek megoldásképpen próbatestpárokat munkáltunk ki egymás közvetlen közeléből. Ez a módszer azonos nyomószilárdságú próbatestpárokat eredményez. Az egyik munkadarabot kvázi-statisztikus nyomóvizsgálatnak, a másikat pedig fárasztóvizsgálatnak vetettük alá. A fárasztóvizsgálat paramétereit az első próbatest nyomóvizsgálata során kapott értékek alapján tudtuk meghatározni.

A fárasztóvizsgálat során a ciklusokat és a hozzájuk tartozó maximális alakváltozást rögzítettük. Amikor a deformáció elérte a 2%-ot, a mérés leállt, a próbatestet pedig töröttnek tekintettük. A 2a ábra egy jellemző deformáció-ciklusszám görbét mutat.

Amint az a 2a ábrán látható, a deformáció egy gyors növekedéssel indul, ami ~1000 ciklusig tart. Ezzel együtt az alakváltozási sebesség gyorsan csökken ezen a szakaszon (2b ábra), majd fokozatosan állandósul. Nagyobb ciklusszámnál az alakváltozási sebesség (ciklusonkénti deformáció növekmény) értéke minimális, gyakorlatilag 0 ciklus⁻¹. Ezt a legtöbb cikluson át tartó állandósult részt az alakváltozási sebesség és a deformáció drasztikus növekedése követi, amely során a próbatest

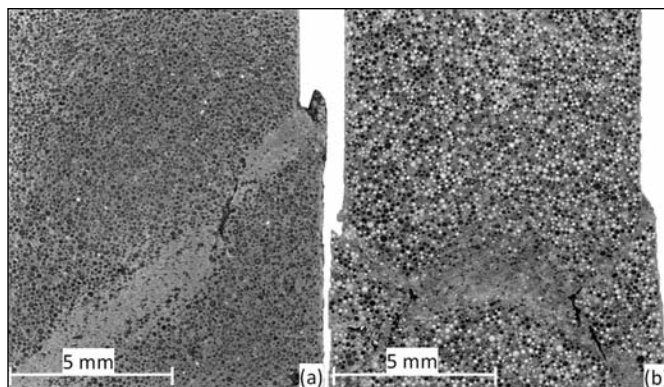
eltörik. A mérési eredmények alapján a különböző terhelési szinteken a várható élettartamot statisztikai módszerrel (Weibull-eloszlás segítségével) határoztuk meg. A túlélés valószínűségét $P=80\%$ -ra vettük fel, a kapott terhelési szint-törési ciklusszám pontpárokat egyenest illesztettük. A 3. ábra a vizsgált fémhátrixú szintaktikus fémhabok terhelési szint-törési ciklusszám görbéit ábrázolja a jellemző hibásávok feltüntetésével.

A 3. ábrán látható, hogy az illesztett vonalak ugyanabból a pontból indulnak, összhangban az anyag kvázi-statisztikus körülmények között mért nyomószilárdságával ($k=1$). A terhelési szint növelése a törési ciklusszám folyamatos csökkenését eredményezi. A különböző anyagok esetére ábrázolt vonalak közötti különbség a terhelési szint csökkenésével növekszik, mivel az Al99,5 és AlSi12 mátrixanyagú fémhabokban különböző törési mechanizmusok dominálnak. A lágyabb, ötvözetlen mátrixanyagú fémhab esetében nagyobb a várható törési ciklusszám a mátrix nagy deformá-

ciós képessége miatt. A közel eutektikus, Si-ötvözésű mátrix- anyaggal rendelkező szintaktikus hab esetében a várható törési ciklusszám kisebb a tiszta mátrixú anyaghoz képest, köszönhetően az Al- és Si-lemezeknek, valamint az esetleges primer Si-kiválások-

nak (az eutektikus összetétel 12,6 t% szilíciumot tartalmaz [21]). A 4. ábrán egy AlSi12 szintaktikus fémhab fémmikroszkópi felvétele látható, amelyen az eutektikus mikrostruktúra és egy nagy, tömbszerű, a mikrogömbhéj felületén elhelyezkedő primer Si-kiválás is megfigyelhető. A Si-lemezek és a kiválások élei feszültséggyűjtő helyekként viselkednek, amik jó kiindulópontokként szolgálhatnak a mikrorepedéseknek.

A számításokhoz felhasznált összefüggések mellett foglalkozni kell a tönkremeneteli módokkal is. Kvázi-statisztikus nyomóvizsgálat esetében $H/D=1,5$ viszony mellett két tipikus tönkremeneteli mechanizmus különböztethető meg. Az Al99,5 mátrix esetében a lágy alapanyag képlékenyen alakváltozik, emiatt a tönkremenetelt ebben az esetben tipikusan a terhelés irányával ~30-40°-os szögben kialakuló zónában bekövetkező nyíródás okozza. A nyírási zóna kialakulását a gömbhéjak törőszilárdsága befolyásolja. A nagyobb szilárdságú, Si-ötvözésű mátrix esetében a tönkremeneteli zóna leggyakrabban len-



■ 5. ábra. Makrofotók a törött Al99,5 (a) és AlSi12 (b) szintaktikus fémhabok hosszcsiszolatáról

se formájú, amelyből két kúp alakú nyíró felület halad a próbatest kerülete felé. Ez a tönkremeneteli mód a mátrixanyag folyáshatárától függ [16–18].

Ciklikus terhelés esetében a tönkremeneteli mód (5. ábra) a mátrixanyag és a kerámiagömbhéjak szilárdságától függ. Amennyiben a mátrix képlékenyen alakváltozik mielőtt a nyomó-feszültség elérné a gömbhé-

jak törőszilárdságát, akkor a mátrixanyag képlékeny deformációja addig fog nőni, amíg a leggyengébb régióban ki nem alakul a nyírási sík (5a ábra Al99,5 mátrixanyagnál). Ez létrejöhet 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 kiterjed, vastagszik, ezzel felgyorsítva a tönkremeneteli folyamatot. A másik esetben (AlSi12 mátrixanyagnál), amikor a gömbhéjak eltörnek, mielőtt a mátrixanyag képlékenyen deformálódna, lencse alakú tönkremeneteli zónák alakulnak ki a próbatest középvonalaiban (5b ábra). Az összetört gömbhéjak környezetében a mátrixanyag képlékenyen deformálódik (a gömbhéjak által nyújtott merevség jelentős csökkenése miatt), és kitölti a törött gömbhéjak helyén keletkezett üregeket. Ennek köszönhetően a teljes alakváltozás gyorsan növekszik.

Megjegyezzük, hogy a tönkremeneteli módok részletesebb vizsgálatához további mérésekre és a mikroszkópikus léptékben végbemenő tönkremeneteli folyamatok elemzésére, vizsgálatára van szükség.

4. Következtetések

A szintaktikus fémhabok deformáció – ciklusszám görbét három részre lehet bontani. Az első szakaszban a deformáció gyorsan növekszik, majd beáll; a második, és egyben leghosszabb szakaszban a deformációnövekmény gyakorlatilag zérus; az utolsó, harmadik szakaszban gyors deformációnövekedés tapasztalható, amely a próbatest töréséhez vezet.

A mátrixanyagnak döntő hatása van a szintaktikus fémhabok adott terhelési szint mellett várható törési ciklusszámára. A lágyabb mátrixanyag nagyobb élettartamot eredményez. A különböző mátrixanyagú próbatestek esetében a törési ciklusszámban jelentkező különbség a terhelési szint csökkenésével nő.

A szintaktikus fémhabok tönkremeneteli módja függ a mátrixanyag folyáshatára és a kerámia-gömbhéjak törőszilárdsága közötti kapcsolattól.

5. Köszönetnyilvánítás

A kutatómunkát és a cikk létrejöttét a Bolyai János Kutatási Ösztöndíj támogatta (Szebényi Gábor és Orbulov Imre Norbert).

Irodalom

- [1] Májlinger K. – Orbulov I. N.: Hibrid szintaktikus fémhabok szilárdsági jellemzői, BKL Kohászat 2014, 1, 29–34.
- [2] Bozóki B. – Májlinger K.: Alumínium mátrixú hibrid kompozitok kopási tulajdonságainak vizsgálata, Proceedings of XXII. Nemzetközi Gépészeti Találkozó, Nagyszében, Románia, 2014, 62–65.
- [3] Kozma I. – Zsoldos, I. – Dorogi, G. et al.: Computer tomography based reconstruction of metal matrix syntactic foams, Period. Polytech. Mech. Eng. 2014, 58, 87–91.
- [4] Kozma I. – Dorogi G. – Papp Sz.: Kerámia gömbhéjakkal erősített fémhab kompozitok szerkezetének CT alapú rekonstrukciója, Anyagok Világa, 2014, 1, 60–72.
- [5] Santa Maria, J. A. – Schultz, B. F. – Ferguson, J. B. et al.: 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, Mater. Sci. Eng. A. 2013, 582, 415–422.
- [6] Ferguson, J. B. – Santa Maria, J. A. – Schultz, B. F. et al.: Al–Al₂O₃ syntactic foams–Part II: Predicting mechanical properties of metal matrix syntactic foams reinforced with ceramic spheres, Mater. Sci. Eng. A. 2013, 582, 423–432.
- [7] Ferguson, J. B. – Santa Maria, J. A. – Schultz, B. F. et al.: Effect of hollow sphere size and size distribution on the quasi-static and high strain rate compressive properties of Al–A380–Al₂O₃ syntactic foams, J. Mater. Sci. 2014, 49, 1267–1278.
- [8] Weise, J. – Lehmhus, D. – Baumeister, J. et al.: Production and properties of 316L stainless steel cellular materials and syntactic foams, Steel. Res. Int. 2014, 85, 486–497.
- [9] Peroni, L. – Scapin, M. – Avalor, M. et al.: Syntactic Iron Foams – On Deformation Mechanisms

and Strain-Rate Dependence of Compressive Properties, Adv. Eng. Mater. 2012, 14, 909–918.

- [10] Peroni, L. – Scapin, M. – Avalor, M. et al.: Dynamic mechanical behavior of syntactic iron foams with glass microspheres, Mater. Sci. Eng. A. 2012, 552, 364–375.
- [11] Peroni, L. – Scapin, M. – Fichera, C. et al.: Investigation of the mechanical behaviour of AISI 316L stainless steel syntactic foams at different strain-rates, Compos. Part B. 2014, 66, 430–442.
- [12] Taherishargh, M. – Belova, I. V. – Murch, G. E. et al.: Low-density expanded perlite–aluminium syntactic foam, Mater. Sci. Eng. A. 2014, 604, 127–134.
- [13] Taherishargh, M. – Belova, I. V. – Murch, G. E. et al.: On the mechanical properties of heat-treated expanded perlite–aluminium syntactic foam, Mater. Des. 2014, 63, 375–383.
- [14] Venda, L. – Neville, B. – Rabiei, A.: Fatigue in aluminum–steel and steel–steel composite foams, Mater. Sci. Eng. A. 2009, 517, 146–153.
- [15] Caty, O. – Maire, E. – Douillard, T. et al.: Experimental determination of the macroscopic fatigue properties of metal hollow sphere structures, Mater. Lett. 2009, 63, 1131–1134.
- [16] Orbulov, I. N. – Ginzler, J.: Compressive characteristics of metal matrix syntactic foams, Compos. Part A. 2012, 43, 553–561.
- [17] Orbulov, I. N.: Compressive properties of aluminium matrix syntactic foams, Mater. Sci. Eng. A. 2012, 555, 52–56.
- [18] Orbulov, I. N. – Ginzler, J.: Compressive behaviour of metal matrix syntactic foams, Acta Polytech. Hungarica. 2012, 9, 43–56.
- [19] DIN 50134 Testing of metallic materials – Compression test of metallic cellular materials (2008). DIN 50134 Testing of metallic materials – Compression test of metallic cellular materials (2008).
- [20] Májlinger, K. – Orbulov, I. N.: Characteristic compressive properties of hybrid metal matrix syntactic foams, Mater. Sci. Eng. A. 2014, 606, 248–256.
- [21] Binary alloys phase diagrams, 2nd ed., ASM International, 1990, p. 211.