

BUDAPESTI MŰSZAKI ÉS GAZDASÁGTUDOMÁNYI EGYETEM
GÉPÉSZMÉRNÖKI KAR
ANYAGTUDOMÁNY ÉS TECHNOLÓGIA TANSZÉK

TUDOMÁNYOS DIÁKKÖRI KONFERENCIA

Határfelületi Reakciók Hatása Al-Mg mátrixú kerámia gömbhéj erősítésű szintaktikus fémhabokban

Konzulens:
Dr. Wiener Csilla
Adjunktus

Budapest, 2023

Elfogadási nyilatkozat

Ezen dolgozat a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem Gépészmérnöki Kara által a Tudományos Diákköri Konferenciára előírt valamennyi tartalmi és formai követelménynek, továbbá a célkitűzésekben megfogalmazottaknak maradéktalanul eleget tesz. Ezen dolgozatot a nyilvános bírálatra és nyilvános előadásra alkalmasnak tartom.

A beadás időpontja: 2023.11.6.

.....
konzulens

Nyilatkozat az önálló munkáról

Alulírott, Kis Bendegúz (LW01K5), a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem hallgatója, büntetőjogi és fegyelmi felelősségem tudatában kijelentem és sajátkezű aláírással igazolom, hogy ezt a dolgozatot meg nem engedett segítség nélkül, saját magam készítettem, és dolgozatomban csak a megadott forrásokat használtam fel. Minden olyan részt, melyet szó szerint vagy azonos értelemben, de átfogalmazva más forrásból átvettem, egyértelműen, a hatályos előírásoknak megfelelően, a forrás megadásával megjelöltem.

Budapest, 2023.11.06.

.....
Hallgató

Tartalom

Jelölések jegyzéke	6
1. Összefoglalás	7
1.1. Summary.....	8
2.0. Bevezetés.....	9
2.1. Célkitűzések	9
2.2 Áttekintés.....	10
3. Szakirodalmi áttekintés	11
3.1. Fémhabok	11
3.1.1 Szintaktikus Fémhabok	13
3.1.2. Alumínium mátrix szintaktikus fémhabok	13
3.2. Szintaktikus fémhabok makroszerkezeti tulajdonságai	14
3.3. Alapanyagok tulajdonságai.....	15
3.4. Határfelület.....	15
3.5. Szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságai.....	19
3.5.1. Zömítési tulajdonságok	19
3.5.2. Szerkezet és mechanikai tulajdonságok közötti kapcsolat fémhabokban.....	20
4. Előkészítés és gyártás	23
4.1. Alapanyagok:.....	23
4.2. Szintaktikus fémhabok előállítása	23
5. Mérés és eredmények	25
5.1. Makroszerkezet.....	25
5.2. Zömítő vizsgálat eredményei.....	25
5.3. Mikroszerkezet	29
5.3.1. A mátrix anyag	29
5.3.2. A hőkezelés hatása a mátrixanyagra.....	31

5.3.3 A határfelület	32
6. Eredmények összegzése és értékelése	37
6.1 Jövőbeli tervek.....	38
7. Fölhasznált források	38
7.1. Irodalom jegyzék	38

Köszönetnyilvánítás

Ezúton szeretném megköszönni konzulensemnek, Dr. Wiener Csillának a segítséget a dolgozat összeállításának minden területén. Szeretném még megköszönni Kemény Dávid Miklósnak a mérésekben való segítségnyújtást. Szeretnék még köszönetet mondani a Martin Metlas Kft. –nek az alapanyagokért amikkel hozzájárultak a dolgozat elkészítéséhez.

Ezen kívül köszönöm az Anyagtudomány és Technológia Tanszéknek a rendelkezésemre bocsátott eszközöket és a kollégáknak a segítséget és szakértelmet.

Budapest, 2023. 11. 06.

Kis Bendegúz

Jelölések jegyzéke

Latin betűk

Jelölés	Megnevezés, megjegyzés, érték	Mértékegység
E	merevség	MPa
W	Elnyelt energia	Mj/m ³

Görög betűk

Jelölés	Megnevezés, megjegyzés, érték	Mértékegység
ε	deformáció	-
ρ	sűrűség	g/cm ³
σ	feszültség	MPa

1. Összefoglalás

A kompozitok, más néven társított anyagok közé olyan összetett anyagokat szokás sorolni, amelyek kettő vagy több különböző szerkezetű, eltérő fizikai, kémiai tulajdonságokkal bíró, más szóval egymástól elkülöníthető anyag kombinációjából épülnek föl, olyan módon, hogy a kompozitot felépítő anyagok hasznos tulajdonságait erősítsék, a hátrányos jellegűeket pedig csökkentsék. Kompozitok között megkülönböztetünk például szálerősítésű, szemcseerősítésű, réteges kompozitokat és szintaktikus habokat.

A szintaktikus fémhabok porózus, zárt cellás kompozit szerkezeti anyagok. A porozitásuk forrása a fém mátrix anyagba ágyazott, egyenletesen elosztatott, szabályos kerámia gömbhéj vagy más, porozitással rendelkező részecske erősítőanyag adja. A szintaktikus habok előnyei például a kis tömegük, nagy fajlagos merevségük, nagy fajlagos mechanikai energia elnyelő képességük és jó rezgéscsillapító képességük. Emiatt például a szintaktikus fémhabok használhatók üreges tartószerkezetek kitöltésére, nagy fajlagos energia elnyelő képességük miatt pedig az alkalmazási lehetőségeik között található: ütközők, lökés- és rezgéscsillapítók, robbanáselnyelő és golyóálló lemezek. Szintaktikus fémhabok használatával nemcsak a járművek tömegcsökkenése érhető el, hanem mozgásukhoz szükséges energia is kisebb lesz, így az ezen a területen történő alkalmazásuk esetén csökkenthető a CO₂ kibocsátás. Mivel szintaktikus fémhabok fémekből és kerámiákból épülnek föl, így kémiai stabilitás szempontjából is jónak lehet őket mondani. Kifejezetten alumínium habok előnyös tulajdonsága még, hogy korrózióállóságuk jó, és olvadáspontjuk, például a polimerekhez képest magas, így magas hőmérsékleten és nedves vagy korrozív közegekben is képesek megbízhatóan üzemelni a belőlük készített alkatrészek [4].

Dolgozatunkban alumínium mátrixú szintaktikus fémhabok szerkezeti és mechanikai tulajdonságait vizsgáltuk. Mátrixanyagként kétféle összetételű ötvözetet, AlMg4.5 és AlMg3-t míg erősítőanyagként kerámia gömbhéjakat használva hoztunk létre szintaktikus fémhabokat nyomásos infiltrálással. Az előállítás paramétereinek és a mátrix anyag magnézium tartalmának függvényében vizsgáltuk a mátrix-erősítőanyag határfelületét és annak hatását a fémhab mechanikai tulajdonságaira .

Kulcsszavak: fémhab, kompozit, kerámia erősítés, szintaktikus fémhab, al-mg mátrix, alumínium hab

1.1. Summary

Composites are materials which are created from two or more distinct constituent materials. The constituent materials are dissimilar to each other in terms of their physical and chemical properties. Composite materials are created in order to enhance the useful properties of its constituent materials and lessen their more detrimental characteristics. Different kinds of composite materials for example are fiber reinforced composites, particle reinforced composites, laminates or sandwich structures, and syntactic foams.

Syntactic foams are porous, closed-cell foam composite structural materials. The high porosity is the result of equally distributed ceramic hollow spheres embedded in the matrix. The benefits of using such a material are the following: low density and weight, high specific stiffness, high mechanical energy absorption capacity and good vibration dampening ability. Thus, syntactic metal foams can be used as filling of hollow supporting structures, and their high specific energy absorption capacity makes them suitable as materials for bumpers, shock and vibration dampeners and absorbers, blast absorbers and bulletproof plates. The use of syntactic metal foams not only reduces the weight of vehicles, but also saves the energy required to move them, thus leading to the reduction of CO₂ emissions from vehicles. As a result of the fact that syntactic foams are manufactured using metals and ceramics, they have good chemical stability. Specifically an advantage of aluminium foams is their corrosion resistance and relatively high melting point, compared to polymers for example, thus making them suitable for applications at higher temperatures and in wet or corrosive environments [4].

In this work, the structural and mechanical properties of aluminium matrix syntactic metal foams were investigated. Using AlMg4.5 and AlMg3 as matrix materials and ceramic hollow spheres as reinforcement materials, we have produced syntactic metal foams by pressure infiltration. The matrix-reinforcing material interface and its effects on the mechanical properties of the metal foam were investigated as a function of the manufacturing parameters and the magnesium content of the matrix.

Keywords: metal foam, ceramic reinforcement metal matrix syntactic foam, al-mg matrix, aluminium foam

2.0. Bevezetés

2.1. Célkitűzések

Manapság egyre szélesebb körben elterjedté válnak az elektromos autók. Ahogy a gépjárműipar egyre nagyobb arányban gyártja az elektromos autókat, úgy egyre jobban előtérbe kerül egy probléma. Az elektromos járművek tömege a belsőégésű motorral hajtottakhoz képest. Egyes esetekben akár több száz kilogrammal nehezebb járművekről beszélhetünk [1].

Az első negatív következménye ennek a jelenségnek az, hogy a járművek tömegének növelésével megnő az utakat és parkolókat érő mindennapi terhelés. Jelenleg a főútvonalak, autópályák és hidak, habár buszokra és kamionos teherforgalomra is méretezve vannak, amelyek jóval nehezebbek az elektromos személyautóknál, az elektromos autó széleskörű elterjedésével a megnövekedett tömeg is hozzájárul az aszfalt gyorsabb tönkremenetelhez [2]. A nagyobb tömeg az autóbalesetek esetén is nagyobb kockázatot jelent. Statisztikai adatok azt mutatják, hogy a nehezebb autók az utakon nagyobb eséllyel vezetnek halálesethez és a halálesetek kockázata 47% növekszik hozzáadott 454 kilogrammonként [3].

A szintaktikus fémhabok nagy porozitású, alacsony sűrűségű, kompozit szerkezeti anyagok. Jellemző rájuk továbbá a nagy fajlagos merevség, nagy fajlagos mechanikai energia elnyelő és rezgéscsillapító képesség [4]. Ezek miatt a tulajdonságaik miatt a szintaktikus fémhabok alkalmasak lehetnek mind az elektromos járművek tömegcsökkentésére, mind pedig az esetlegesen bekövetkező balesetek esetén az ütközés csillapítására. Mindemellett a tömeg csökkentése növelné a járművek hatásfokát is, mivel a kevesebb energia lenne szükséges a mozgásukhoz [4].

A szintaktikus fémhabok egy fém mátrixanyagból, és a pórusokat képző részecskékből állnak, amelyek többnyire ugyancsak fém vagy kerámia gömbhéjak [4]. A gömbhéj és a mátrix találkozásánál kialakuló határfelületi réteg, vagy idegen szóval interfész kiemelt fontosságú, mivel itt történik a terhelésátadás a mátrix és erősítőanyag között. Azzal, hogy változtatjuk a határréteget, képesek lehetünk befolyásolni a kompozit terhelés hatására történő viselkedését. Két különböző összetételű, kerámia gömbhéjjal erősített, magnéziummal ötvözött alumínium mátrixú, AlMg4.5 és AlMg3 szintaktikus fémhaboknál vizsgáltuk, hogy a magnézium tartalom hogyan hat az interfész rétegre, és ez a hatás milyen módon befolyásolja a fémhab mechanikai tulajdonságait.

2.2 Áttekintés

Ebben a dolgozatban két különböző összetételű, kerámia gömbhéjjal erősített, magnéziummal ötvözött alumínium mátrixú, AlMg4.5 és AlMg3 szintaktikus fémhabokat vizsgáltunk. Azt vizsgáltuk, hogy a mátrixban található magnézium tartalom hogyan hat a határfelületi rétegre, és ez a hatás milyen módon befolyásolja a fémhab mechanikai tulajdonságait. A dolgozat tartalma vázlatosan a következő:

- Szakirodalmi áttekintés az alumínium mátrixú szintaktikus fémhabok területén különös fókusszal az alumínium-magnézium ötvözet mátrixú habokra és a mátrix-gömbháj határfelületi jelenségekre és ezek hatására a szerkezet mechanikai tulajdonságaira
- Fölhasznált anyagok és gyártási eljárás ismertetése
- A gyártott fémhabok pásztázó elektronmikroszkóppal végzett mikroszerkezeti vizsgálatának ismertetése
- A fémhabok zömitővizsgálata és ennek eredményei
- Az eredmények értékelése és konkluziók

3. Szakirodalmi áttekintés

3.1. Fémhabok

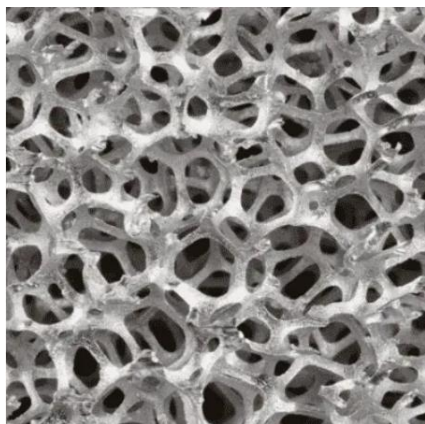
A habok nagy porozitású, cellás szerkezetű anyagok. A cellás szerkezetekre jellemzőek bizonyos tulajdonságok, mint az alacsony súly, a nagy fajlagos merevség és a kedvező hővezető képesség. Ennek az a következménye, hogy a természetben is felettébb gyakoriak szerkezeti és funkcionális elemekben az ehhez hasonló struktúrák, ilyen például a fa vagy a csont [5]. A mesterséges cellás szerkezetű anyagok közül a legismertebbek a polimer habok, mint például a poliuretán hab vagy a polisztirol hab [6].

A fémhabok olyan szilárd halmazállapotú cellás szerkezetű anyagok, amelyben a vázat alkotó anyag fém. Szerkezetük alapján a habok zárt cellás, vagy nyílt cellás habokra oszthatók. A nyílt cellás habok jellemzője, hogy a szerkezetükben található üregek egybefüggő rendszert alkotnak, vázukat egymáshoz kapcsolódó cellaélek alkotják. Ezzel szemben zárt cellás haboknak azokat nevezzük, ahol az üregek elkülönülnek egymástól az úgynevezett cellafalak által.

A fémhabok ezen felül besorolhatók a további kategóriákba is:

- A cellás fémek, ahol egy fémből készült test olyan szerkezetet képez, amelyben valamilyen gáz fázis által kitöltött üregek találhatóak, amiket a fém cellákra oszt föl.
- Pórusos fém, ami egy altípusa a cellás fémeknek. Jellemzőjük, hogy csak egyfajta, egymástól elkülönülő, általában kerekded alakú üreg képez bennük pórusokat.
- Megszilárdult fémhabnak a cellás fémek második alosztálya. Folyékony fémhabokból képződnek, és így meghatározott morfológiával rendelkeznek. Zártcellás szerkezet jellemző. A cellák alakja lehet kerek, vagy poliéderez.
- Fémszivacsoknak olyan morfológiájú cellás fémeket nevezünk, amikben nyílt cellák találhatóak.

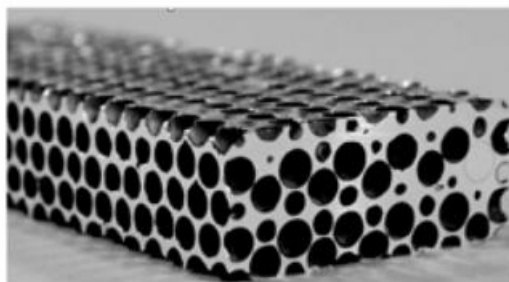
A fémhabokban a cellák mérete és a cellák közti falak és élek vastagsága is széles skálán mozoghat; a cellák átmérője a néhány mikrométerestől egészen a centiméteres nagyságrendig változhat, amíg a cellaélek és falak vastagsága széles tartományban változhat. A fémhabok sűrűsége, fölépítésükből következően, jóval alacsonyabb, mint a tömör fémeké. Átlagos sűrűségük a fémek sűrűségének egy százada is lehet. [6]. A fémhabot alkotó fém sűrűsége és a fémhab sűrűsége között a relatív sűrűséggel jellemezhetjük, ami a fémhab és a fém sűrűségének hányadosából származtatunk.



3.1.ábra Példa a nyílt cellás fémhabra [32]



3.2.ábra Példa a zárt cellás fémhabra[32]



3.3.ábra Példa a szintaktikus fémhabra [32]

3.1.1 Szintaktikus Fémhabok

A szintaktikus fémhabok a zárt cellás fémhabok közé sorolhatók. A „szintaktikus” szó görög eredetű kifejezés, magyar értelmezését „összerendezett” kifejezésben lehet összefoglalni. Ez arra utal, hogy a hab szerkezetén belül az erősítőanyag hozzávetőlegesen egyenletesen, rendezett módon van jelen [7]. A szintaktikus fémhabok kompozit szerkezetek. Az jellemző rájuk, hogy a szerkezet mátrix anyaga fém, az „erősítő anyag” pedig egy üreget képző részecske [8].

A szintaktikus fémhabok előnye más, például polimer mátrixú szintaktikus habokhoz képest, hogy kedvezőbbek a mechanikai tulajdonságaik, mint például a nyomószilárdság, csillapító képesség és a fajlagos energia elnyelő képesség [8]. Ilyen habokat számos fém felhasználásával lehetséges létre hozni, leggyakoribbak az alumíniumból, magnéziumból, cinkből, titánból, vasból és rézből előállított szintaktikus habok. Ezek közül a legelterjedtebb az alumínium és a magnézium alacsony sűrűségük és magas fajlagos szilárdságuk miatt. Ezzel szemben a titán szintaktikus habok nagyon kevés helyen alkalmazhatók az aránytalanul magas előállítási költségük miatt. A vasmátrixú habok hátránya az előállításához szükséges magas hőmérséklet és a nagy sűrűség és az ebből fakadó nagyobb tömeg [8]. A legkedvezőbb tulajdonságokkal bíró mátrixanyagok autóipar szempontjából ezek alapján tehát egyértelműen az alumínium és magnézium mátrixú habok lesznek.

3.1.2. Alumínium mátrix szintaktikus fémhabok

Mátrixanyagok között az alumínium az egyik legjobb választás szintaktikus fémhabok gyártásához. Mechanikai tulajdonságok és korrózió-állóság szempontjain túl, az alumínium széles körben elérhető, relatíve olcsó és könnyen megmunkálható. Az alumíniumra jellemző még az alacsony olvadáspont és az egyszerű önthetőség, ami a fémhabok gyártását szintén megkönnyíti [4]. Az alumínium ötvözet mátrixú habok között a legelterjedtebb ötvözetek az Al-Si, Al-Si-Mg, Al-Zn, Al-Mg ötvözetek [8]. A szilíciummal történő ötvözés hatására csökken az alumínium olvadáspontja, továbbá növekszik az olvadt alumínium viszkozitása [8]. Ez megkönnyíti mind az alumínium öntését és az olvadt alumínium kezelését. A magnéziummal történő ötvözés kedvezőbbé teszi az ötvözetet nedvesítési tulajdonságait [8, 9]. Kompozit szerkezetek esetében kiemelten fontos, hogy az olvadék állapotban a mátrix anyag megfelelően nedvesítse a erősítő anyagot

3.2. Szintaktikus fémhabok makroszerkezeti tulajdonságai

Az alumínium mátrixú szintaktikus fémhabok egyik legelőnyösebb tulajdonsága az alacsony sűrűségük. Ezen fémhabok jellemző sűrűsége viszonylag szűk tartományba, nevezetesen a $1 - 2.3 \frac{g}{cm^3}$ tartományba esik [10]. Az alumínium mátrixú szintaktikus habok esetében a porozitást legtöbbször gömbhéjakkal viszik a mátrixba, de alkalmazhatnak még erre a célra különböző porózus közetek is [10]. A gömbhéjak lehetnek például alumínium-oxidból, üvegből, pernyéből (fly ash). További alapanyagok lehetnek még karbidok, például szilícium-karbid.

Ezeknek a különféle anyagoknak megvannak a maguk előnyei és hátrányai is. A pernye alapú gömbhéjak ár szempontjából a legkedvezőbbek, mivel erőművi melléktermékként keletkezik [11]. A pernye gömbhéj anyaga erősen inhomogén, tartalmaz alumínium és szilícium vegyületeket egyaránt [11]. A mesterségesen létrehozott gömbhéjak ugyan drágábbak, viszont a szilícium-karbid, alumínium-oxid és szilícium-oxid gömbhéjak kiválóak a pórusok kialakítására, mivel a felsorolt anyagokból készíthetők nagyon vékony héjú (és emiatt nagy porozitású) és nagy szilárdságú gömbhéj [10].

Az alumínium mátrix szintaktikus fémhabok előállításához fölhasznált gömbhéjak mérettartománya többnyire a mikrométerestől a milliméteres tartományba esik. Fontos, hogy a gömbhéjak mentesek legyen repedésektől és egyenletes legyen a gömbhéj vastagsága, mivel ha a mátrixanyag képes behatolni a gömbhéjak belsejébe és azokat kitölti, akkor az a porozitás csökkenését eredményezi [10].

Az, hogy a mátrix anyag mennyire képes körül ölelni a gömbhéjakat öntés közben a nedvesítés határozza meg. A nedvesítés egy folyékony halmazállapotú és egy szilárd halmazállapotú anyag kölcsönhatását írja le. A nedvesítés egy folyadék olyan képessége, hogy kapcsolatot tartson fent egy szilárd felülettel [12]. Ezt a tulajdonságot az úgy nevezett peremszöggel jellemezzük. Amennyiben a mátrix olvadt állapotban nem nedvesíti eléggé az gömbhéjakat, akkor üregek alakulhatnak ki a határfelület mentén. Az üreg hatására csökken a szilárdság és romlik a terhelésátadás a mátrix és erősítő anyag között, tehát a fémhab mechanikai tulajdonságai romlanak [10].

3.3. Alapanyagok tulajdonságai

Az alumínium-magnézium ötvözetek, továbbiakban Al-Mg ötvözetek, az alumínium ötvözetek egyik alcsoportja. Egyik lényeges tulajdonságuk, hogy kiválásosan nem keményíthetőek [13]. Az Al-Mg ötvözetekre jellemző a korrózióval szembeni ellenálló képesség, jó alakíthatóság és jó hegeszthetőség. Ezen felül a magnézium hozzáadása csökkenti az alumínium felületi feszültségét, így könnyebb lesz az infiltrálás nyomásos infiltráláskor. A magnézium hatására még, az alumínium jobban nedvesíti az alumínium oxidot [13, 18]. Ezen felül az Al-Mg ötvözetben jelen lévő magnézium képes lehet reakcióba lépni egyes kerámiákkal, mint például Al_2O_3 -al [13].

Az alumínium-oxid vagy Al_2O_3 a műszaki kerámiák közé tartozik. Termikus stabilitása és kedvező mechanikai tulajdonságai miatt széleskörben elterjedt, alkalmazzák például a hadiiparban és az orvostechikában is [14]. Jellemző tulajdonságai a termikus stabilitás mellett a korrózióval szembeni ellenállás, a kopásállóság, nagy keménység és merevség; ugyanakkor a műszaki kerámiákhoz képest rugalmasnak is mondható [14].

3.4. Határfelület

Erősen reakcióképes ötvözővel, mint például magnéziummal párosítva az alumíniumot elérhető, hogy a kerámia és a mátrix közötti kapcsolatot megváltoztassuk [16].

Munitz és társai Al-Mg/ Al_2O_3 szálerősített fémmátrixú kompozit szerkezetek határfelületi reakcióit vizsgálták. A gyártott kompozitok 20 térfogatszázalék alumínium oxid szálakat tartalmaztak. A kompozit szerkezetet bekeveréses öntéssel gyártották le. A az egyik vizsgálat esetében Al_2O_3 szálakat 725°C előmelegítés után keverték bele AlMg4 ömledékbe. A keverés 675°C - 685°C hőmérsékleten történt olyan módon, hogy a szálakat és a mátrix között kialakuljon a szükséges mértékű kapcsolat. A másik esetben pedig 2 tömegszázalék Al_2O_3 -t adtak AlMg2 előre jól megkevert félszilárd ötvözethez 638°C - 645°C hőmérséklet tartományban. A szálak hozzáadását követően az anyagot tovább keverték az egyik esetben 30 percig a másikban 120 percig. Ezt követően 670°C - 675°C fölé hevítették majd öntötték a darabokat. A határfelületet ezután transzmissziós elektronmikroszkóppal (TEM) és pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM) vizsgálták.

Az erősítőanyag felületén a gyártást követően megfigyelhető volt egy vékony $MgAl_2O_4$, spinel réteg [15]. A feltételezésük az volt, hogy a réteg tulajdonságai függenek az olyan gyártási paramétereiktől, mint az Al_2O_3 -hozzáadása után az Al-Mg olvadék keverésének mértéke.

Hornig és társai Al_2O_3 szemcse erősítésű AlMg4 mátrixú kompozitokban vizsgálta a mátrix-szemcse határfelületen lejátszódó reakciókat [16]. Az ötvözethez, annak megolvasztását követően, keverés mellett adagoltak alumínium oxid szemcséket. A keverékből öntött mintákat ezt követően fölhevítették különböző, a fém olvadáspontja fölötti, hőmérsékletekre: $700^\circ C$, $750^\circ C$, $800^\circ C$ és $850^\circ C$ ott tartották 1 órától - 20 óráig, majd újraöntötték őket.

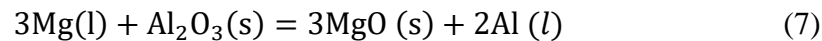
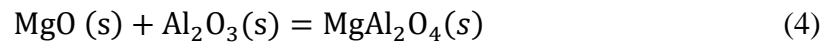
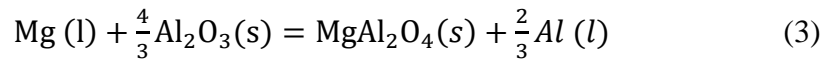
Az eredmény a szemcsék felületén kialakult egyenletes, vékony spinel réteg volt azoknak a kompozitoknak az esetében, amik $750^\circ C$ - $850^\circ C$ tartományban voltak hőn tartva. Emellett azt találták, hogy a gyártott kompozit minták külső felületén is megjelentek $MgAl_2O_4$ kristályok. Továbbá a határfelületi spinel formációja egyenletes és finom kezdetben, majd elkezdi dudorokat képezni a szemcsék felületén. A cikk a spinel létrejöttét az alábbi lehetséges reakciókkal magyarázta [16]:



Levi és társai Al ötvözet/ Al_2O_3 szálerősített kompozitokat vizsgáltak [17]. Az ő megfigyeléseik is arra utalnak, hogy az Al-Mg ötvözet és az erősítő anyag határfelületén az alapanyagoktól eltérő fázisok alakulnak ki. Szerintük a határfelület vastagsága főként a reakcióhoz szükséges körülmények fennmaradásának idejétől, tehát a hőmérsékleten tartás vagy a kompozit ömledék agitálási idejétől és ezen felül a mátrix anyag összetételétől függ. A folyamat a határfelületen egy magnéziumban gazdag réteg megjelenését eredményezi, ami MgO vagy $MgAl_2O_3$ jelenlétére utal.

Ghosh és társai [26], Quigley és társai [26] és Fishkis és társai [28] azt tapasztalták, hogy az alumínium ötvözet mátrixú, alumínium oxid kerámiával erősített kompozitok esetén, ha a magnézium tartalom kevesebb, mint 4 tömegszázalék, akkor a fő reakciótermék a határfelületen képződő spinel lesz, ha a magnézium-tartalom meghaladja 4 tömegszázalékot, akkor pedig MgO tehát magnézium oxid lesz jelen. [18-20]

Zhong társai Al_2O_3 műszaki kerámia szemcsékkel erősített AlMg5 mátrix kompozitokban a gyártás közben és újra olvasztás hatására bekövetkező határfelületi reakciókat vizsgálták [18]. Az alumínium ötvözetekben a határfelületen lejátszódó reakciók szerintük a korábbiakban fölvázolt kettő egyenleten túl következők lehetnek:



Ahogy az korábban említésre került, a (7) számú reakció valószínűleg nem megy végbe olyan esetekben, ahol a magnézium tartalom nem haladja meg a 4 tömegszázalékot. A többi egyenlet termodinamika szempontjából nem kizárt $650\text{ }^\circ\text{C}$ és $900\text{ }^\circ\text{C}$ hőmérséklet tartományban. A (4) számú reakció minden eleme szilárd halmazállapotú, így annak végbemenetele kompozit szerkezetek gyártásakor nem valószínű [17].

Hallstedt és társai [29]szerint, a folyékony halmazállapotú magnézium és az alumínium oxid közvetlen reakcióját a nehezíti a kialakuló MgO és MgAl_2O_4 réteg, ugyanis ezeken a rétegeken keresztül az alumínium és magnézium ionok interdiffúziója jelentősen lassabb lesz [21].

Pfeifer és társai [30]. Alumínium oxid szál és MgZn4 magnézium ötvözet mátrixú Al_2O_3 -val erősített kompozit estében vizsgálták a határfelületi reakciókat $700\text{ }^\circ\text{C}$ - $715\text{ }^\circ\text{C}$ hőmérséklet hatására [22]. A határfelületen képződő MgO kristályok mérete 10 nm és 100 nm közötti tartományba esett és a feltételezés az volt, hogy a reakciózóna növekedésére hatással van, hogy mekkora mennyiségű folyadék képes átszivárogni a képződő MgO kristályok között.

Lloyd és társai [31] azt találták, hogy hogy $\text{AlMg}/\text{Al}_2\text{O}_3$ rendszerek esetében az Mg koncentrációjának növelése a határfelületi reakciók csökkenését eredményezte és még 7 tömegszázalék magnézium esetében is spinel volt a domináns reakciótermék az $\text{Al-Mg}/\text{Al}_2\text{O}_3$ rendszerben a mátrix-erősítőanyag határfelületén.

Ez ellentmond a korábbi felvetésnek, miszerint 4 tömegszázalék fölött MgO-ra kell számítani. Az eltérés oka feltételezhetően az, hogy a lejátszódó határfelületi reakciók nem csupán a mátrix és az erősítőanyag összetételének függvénye, hanem függhet a feldolgozás körülményeitől, a mátrix egyéb ötvözőitől, továbbá az erősítőanyag és mátrix térfogati arányától [18].

Zhong cikkében a mátrix és erősítőanyag közötti reakcióövezet öntést követően 50 nm - 80 nm mérettartományban, az újra olvasztást követően pedig 100 nm – 150 nm tartományban volt [18]. Az egyik megfigyelés, hogy a határfelületi reakció sebessége nagyon lassú, mivel a határfelületen kialakult MgO kristályok jelenléte elvékonyította a diffúziós csatornákat a határfelületen, gátolva a további reakciót. A spinel esetében kicsit nagyobb a reakciós ráta, mivel a spinel kristályok kevésbé akadályozzák a diffúziót, ugyanis térfogatuk kisebb, mint az MgO-é [18].

Zhong egy másik cikkében ugyancsak a határfelületi reakció bekövetkezését és reakciótermékeit vizsgálta Al-Mg(5083)/Al₂O₃ kompozitokban [25]. A szerkezetet vizsgálták közvetlenül gyártást követő állapotban és újra olvasztást követően is. Az olvasztás során a darabokat 800°C-ra hevítették és ott tartották őket 0,5 órától 4 óra időtartamig. A vizsgálat eredménye az volt, hogy a gyártást követően és a fél óráig visszaolvasztott darabok esetében a határfelületen a MgO dominált. Az oxidkristályok nagyon kisméretűek voltak (5-20 nm). A reakció zóna az 50nm-80nm közötti tartományba esett a gyártást követő vizsgálatok esetén, míg a fél órára visszaolvasztott mintákban ez a réteg vastagabb, 100-150nm vastagságú volt. Tehát már fél óra 800°C -on tartás alkalmas a reakcióréteg megnövelésére. A 4 órás 800°C-on tartás eredménye nagyméretű (0,5-1,5 μm) MgAl₂O₄ kristályok jelenléte a határrétegben és egy nagyméretű közel 1,5 μm vastag reakciózóna volt. Ez cikk szerint arra utal, hogy a kezdeti reakciótermék magnézium oxid volt, majd egy idő után ez alakult át spinellé. Az átalakulás annak a következménye lehet, hogy a hőntartás következtében az Mg mennyisége a mátrixban lecsökken a határfelületi reakciók és kiégés következtében [25].

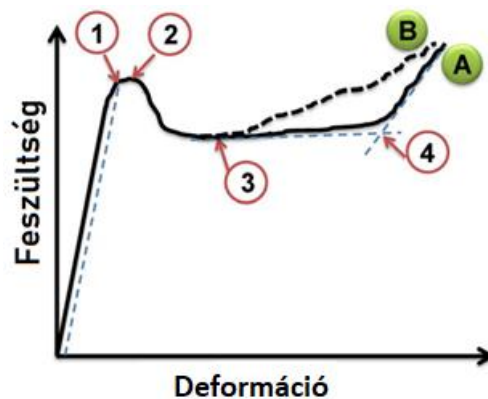
A fent eredményeket röviden összefoglalva a következők állapíthatók meg. Az Al-Mg/Al₂O₃ rendszerekre a jellemző határfelületi reakciótermékek az MgAl₂O₄ és a MgO. Keveréssel, agitálással [15] vagy olvadt állapotban tartással [18, 25] a bevitt többlet energián keresztül hatást lehet gyakorolni a kompozit szerkezetben a határfelületi reakciókra. Ezek a folyamatok nagyon lassan játszódnak le, mivel a kezdetben kialakuló határfelületi fázisok

akadályozzák a további reakciót a határfelületi diffúzió lelassításával, tehát a kompozitok gyártása közben csak kis mértékben játszódnak le a határfelületi folyamatok [18]. Amennyiben szeretnénk egy vastagabb reakciófázist elérni, akkor a mátrix anyagra jellemző olvadáspont fölé hevítés és hűtés egy járható út lehet [25].

3.5. Szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságai

A szintaktikus fémhabok elsősorban összenyomás jellegű terhelések esetében alkalmazhatók [19]. A szintaktikus fémhabok viselkedését terhelés alatt számos tényező befolyásolhatja.

3.5.1. Zömítési tulajdonságok



3.1. ábra Szintaktikus fémhabra jellemző feszültség- deformáció diagram [20]

Az 1. ábrán látható egy szintaktikus fémhabokra jellemző feszültség-deformáció diagram kvázi-statisztikus összenyomás hatására. Terhelés hatására elsőként egy egyenes szakasz jelenik meg, hasonlóan például a fémekre jellemző rugalmas szakaszhoz. Az 1. számmal jelölt pont a folyáshatár. Idáig tart az első, úgynevezett kvázi-rugalmas szakasz. A 2. számmal jelölt pont a nyomószilárdság elérésig tart. Amikor a görbe eléri ezt a pontot, akkor jelenik meg jelentős károsodás a fémhab szerkezetében [20]. A károsodás következtében a fémhab veszít a merevségéből és a szilárdságából, ezért is figyelhető meg ezt követően feszültségcsökkenés a feszültség-deformáció függvényben. A nyomószilárdság utáni feszültségesés kis szilárdságú képlékenyen deformálódó mátrixanyag esetén a gömbhéjak tönkremenetelével függ össze. Az

erősítő anyag törése megváltoztatja a terheléseloszlást az azt határoló régiókban. Ez a változás a feszültségeloszlásban egy idő után egy lavina jelenséget indít el: egymás után kezdenek el tönkremenni a gömbhéjak. Ez az, ami a feszültség csökkenését eredményezi a deformáció függvényében a diagramon. A fémhabokra általában hosszú, nagyjából konstans feszültségű szakasz jellemző, ahogy ezt az 3.1. ábra is mutatja. Ezt a konstans feszültség a platószilárdság, amelyet a külföldi irodalom „plateau strength” néven említ.

A 4. számmal jelölt pont a tömörödési deformáció (densification strain), amikor a már összetört cellák tömörödése kezdődik. Ez a pont a szintaktikus fémhab porozitásától függ. Az 3.1. ábrán jelölt „A” és „B” görbék két lehetséges viselkedési módot jelölnek. Az „A” esetében a platószakasz laposabb, míg a „B” esetben enyhén lejtős jelleget mutat. „B” eset akkor fordulhat elő, amikor például a mátrix anyaga a deformáció hatására keményedik, hasonlóan például egy hidegalakítás okozta keményedéshez. [20].

3.5.2. Szerkezet és mechanikai tulajdonságok közötti kapcsolat fémhabokban

Myers és társai vizsgálták a kémiai összetétel hatását a szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságaira és vizsgálatuk után arra következtetésre jutottak, hogy az előállítás során a mátrix kémiai összetételének változtatása lényegesen befolyásolja a fémhab mechanikai tulajdonságait [21].

Wang infiltrálással létrehozott Al_2O_3 erősített alumínium mátrix szintaktikus fémhabokat vizsgált zömítő vizsgálatokkal és azt találta, hogy a gömbhéjak méretének csökkenésével növekszik a szerkezetre jellemző folyáshatár és a platófeszültség [22].

Balch és társai alumínium mátrixú, kerámia mikrogömbhéjjal erősített szintaktikus fémhabokat vizsgáltak [23]. A fémhabokat infiltrálással gyártották a piacon elérhető legnagyobb tisztaságú alumíniumból és 7075 típusú, cinkkel, magnéziummal és rézzel ötvözött alumíniumötvözetből. Az erősítőanyag mullit-szilícium oxid keverék összetételű volt. Arra a következtetésre jutottak, hogy a 7075 ötvözet reakcióba lépett az erősítőanyaggal és az erősítőanyagban található szilícium bekerült ötvözőként a mátrixba, és megváltoztatta a mátrixanyag összetételét. Az általuk elvégzett zömítővizsgálatban az alumínium ötvözet mátrixú fémhabra jellemző nyomószilárdság megnövekedett.

Röntgen tomográfiai vizsgálat után arra az eredményre jutottak, hogy az ötvözetlen mátrixú szintaktikus fémhab kis mértékben egyenletesen képlékenyen deformálódott, a tönkremenetel során a gömbhéjak repedése és ellaposodása volt jellemző. Továbbá ebben a fémhabban egy vékony nyírási sáv jelentkezett, ahol a mátrix nagyobb mértékben deformálódott. Az ötvözött mintában ezzel szemben egy vastagabb nyírási sáv volt jelen és lényegében csak ebben a sávban koncentrált a deformáció, továbbá nemcsak megrepedt, hanem teljesen összeroppant gömbhéjak is jelen voltak ebben a régióban. Ugyanakkor az erősen deformált nyírási sávon kívül a gömbhéjak jelentős része megőrizte deformálatlan állapotát. A két különböző tönkremeneteli mód a mátrix kémiai összetételének különbségének és az ötvözött mátrix és a gömbhéj határfelületén bekövetkező kémiai reakcióknak tudható be.

Orbulov és Ginsztler [19] négy különböző összetételű mátrixot, Al_{99.5}, AlSi₁₂, AlMgSi₁ és AlCu₅ vizsgált két eltérő méretű kerámia mikrogömbhéj erősítéssel (SL300 és SL150). A gömbhéjak Al₂O₃-t és SiO₂-t és mullitot tartalmaztak. A legyártott fémhabokat ezt követően zömitő vizsgálatnak vetették alá. A vizsgálat után több szempont szerint értékelték a szintaktikus fémhabok tulajdonságait. Azt találták, hogy az ötvözetlen mátrixú (Al_{99.5}) szintaktikus fémhab rendelkezett a legkisebb szilárdsággal a vizsgált anyagok közül, míg az ötvözött mátrixú darabok erősebbek voltak. Az összetétel hatással van a fémhabok tulajdonságaira, viszont arányos kisebb hatással bír, mint tiszta fémek ötvözése esetében. Vizsgálatukkal megerősítették, hogy a gömbhéjak méretének csökkenésével és a mikrogömbhéjak kerektségének növelésével nő a szintaktikus fémhabok szilárdsága [19]. A hőkezelés hatását is vizsgálták AlMgSi₁ és AlCu₅ esetében, és azt találták, hogy a szilárdságnövekedés elmarad a várttól. Ezt a határfelületi reakciók hatásának tudták be, miszerint a mátrix-olvadék redukálta a gömbhéjakban található SiO₂-t és a reakció során Al₂O₃ jött létre és további Si került be a mátrixba. Ugyanakkor fontos megjegyezni, hogy az AlSi₁₂ esetében ez a reakció nem játszódik le a mátrixanyag magas szilíciumtartalmának köszönhetően. Ez a jelenség hasonló a korábban említett esethez [18], ahol a megnövekedett Mg mennyiség a mátrixban a határfelületi reakciók csökkenéséhez vezetett Al-Mg/Al₂O₃ rendszerek belül.

Yingfei és társai üveg gömbhéjakkal erősített, tiszta alumínium és Al-Mg ötvözet mátrix szintaktikus fémhabokat gyártottak nyomásos infiltráció eljárással [24]. Az így létrehozott kompozitokat mechanikai tulajdonságok és tönkremeneteli módok szempontjaiból vizsgálták. A gömbhéjak tönkremeneteli módja mindkét esetben hasonló volt, mivel mind az eredeti üveg

gömbhéj, mind pedig az Al-Mg mátrix esetében keletkező határfelületi spinel réteg hasonlóan ridegen viselkedett. Ennek ellenére eltérés volt figyelhető meg. A tiszta alumínium összenyomásakor nyírási sávba koncentrált deformáció jelent meg a folyáshatár elérésekor, ezt követően hordósodott a minta, majd összeroppanatak a gömbhéjak. Az Al-Mg esetben pedig a deformáció megmaradt a lokalizált nyírási sáv jellegnél, majd ezt hordósodás nélküli összenyomódás követte. A tiszta alumínium mátrixszal rendelkező fémhab az 3.1. ábrán föltüntetett „A” jellegét követte, míg az ötvözet mátrixszal gyártott darab a „B” jellegű diagramhoz volt hasonló. Amikor a szintaktikus fémhabok elérték azt a szakaszt, ahol bekövetkezik a mátrix képlékeny deformációja, a tiszta alumínium mátrix esetében a gömbhéjak képesek voltak leválni (debonding) a mátrixanyagról az adhézios jellegű kötődés megszűnése miatt. Az Al-Mg mátrix fémhabokban a határréteg átalakulása kohéziós jellegű kapcsolatot eredményezett, így itt nem játszódhatott le a leválás.

Egy optimális szintaktikus fémhab tulajdonságai olyanok [19, 24], hogy a gömbhéjak és a mátrix erőssége egymáshoz közeli. Ezt a mátrix oldalról az összetételt és a hőkezelési állapot befolyásolja. Ötvözésen keresztül előidézhető reakciók az alumínium mátrix és a kerámia gömbhéj erősítőanyag határfelületén, ugyanakkor amennyiben a mátrixanyag ötvözöttsége már alapvetően magas, az a határfelületi reakciók csökkenését eredményezheti vagy egyáltalán nem megy végbe. Tehát érdemes kisebb mértékben ötvözött mátrix anyagokat alkalmazni. Az erősítő anyag oldaláról az alapanyag, az előállítási módja, a gömbhéj mérete, alakja és falvastagsága határozza meg a gömbhéj szilárdságát. Jelentős a terhelésátadás módja és milyensége a két fázis között. A szintaktikus fémhab szilárdságát ezeken kívül a határfelület szilárdsága, összetétele is befolyásolja, amely függ a mátrix fázis és erősítő anyag anyagától, eloszlásától és térfogati arányától [19,23]. A mátrix és erősítőanyag között kialakuló reakcióréteg eredményezhet egy erősebb kapcsolatot és megnövekedett terhelésátadást a gömbhéjak és a mátrixanyag között. A határfelületi reakciók következtében megnövekedhet a határfelület szívóssága is, és a határfelületi réteg szilárdságnövelőként hathat a szerkezetre [24]. Ugyanakkor azt is fontos szem előtt tartani, hogy a túlzott mértékű reakció a határfelületen káros következményekkel járhat: a gömbhéjak elvékonyodásához vezethet. Ha ez akkor következik be, amikor a gömbhéj még kapcsolatban áll olvad alumíniummal akkor ez akár a héj átszakadásához is vezethet, ami csökkentené a szerkezet porozitását. A porozitás csökkenése a fajlagos energiaelnyelő képesség csökkenését eredményezné.

4. Előkészítés és gyártás

4.1. Alapanyagok:

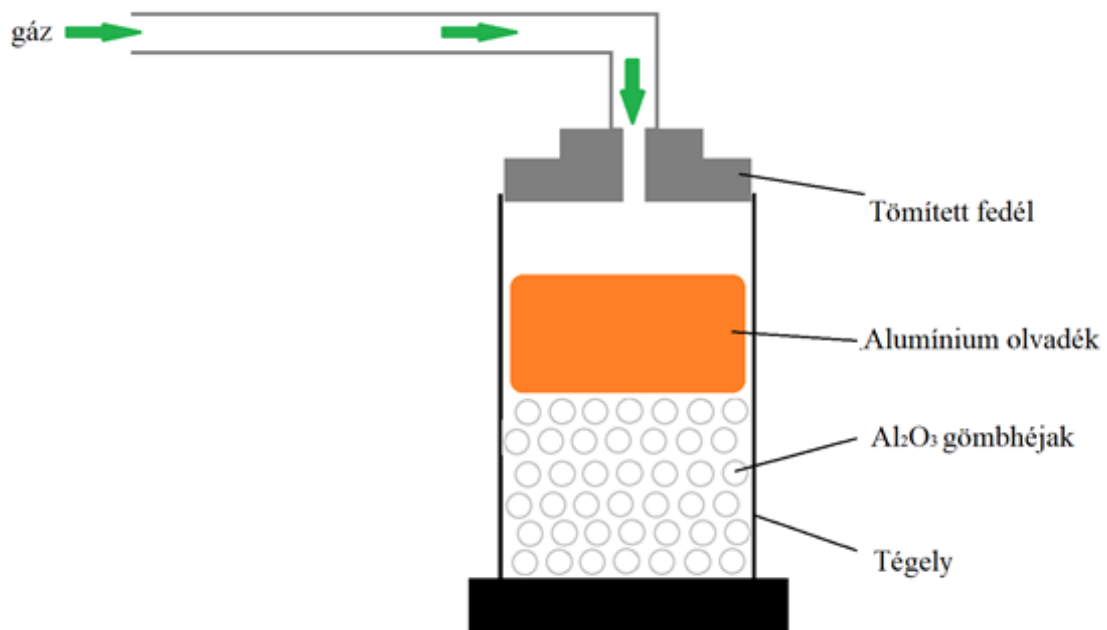
Mátrixanyagként kétféle alumínium ötvözetet AlMg4.5-t és AlMg3-t használtunk fel. Erősítőanyagként Al₂O₃ gömbhéjakat használtunk. A gömbhéjak átlagos átmérője 2.4 -mm volt. Az alumíniumot a Martin Metals Kft. adományozta.- Az alapanyagok összetételét az 4.1.táblázat tartalmazza.

Jelölés:	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Cr (%)	Ni (%)	Zn (%)	Ga (%)	V (%)	Ti (%)	Al (%)
5552/ AlMg3	Min: 0	Min: 0	Min: 0	Min: 0	Min: 2.20	Min: 0	Min: 0	Min: 0	Min: 0	Min: 0	Min: 0	97.80 – 96.71
	Max: 0.04	Max: 0.05	Max: 0.10	Max: 0.10	Max: 2.8	Max: 0	Max: 0	Max: 0.05	Max: 0	Max: 0.05	Max: 0	
5083/ AlMg4.5	Min: 0	Min: 0	Min: 0	Min: 0.4	Min: 4.0	Min: 0.05	Min: 0	Min: 0	Min: 0	Min: 0	Min: 0	95.40 – 92,40
	Max: 0.40	Max: 0.40	Max: 0.10	Max: 1.0	Max: 4.9	Max: 0.25	Max: 0	Max: 0.25	Max: 0	Max: 0	Max: 0.15	

4.1.táblázat: Alumínium összetétel

4.2. Szintaktikus fémhabok előállítása

A szintaktikus fémhabokat nyomásos infiltrálással gyártottuk le. Ehhez az alumínium olvadékot mindkét anyag esetében 700°C hőmérsékletre hevítettük. Az öntőformát az Al₂O₃ kerámia gömbhéjakkal együtt 850°C hőmérsékletre kemencében előmelegítettük. Ezt követte az infiltrálás 3 bár nyomáson. A túlnyomást magas nyomáson tárolt argon gázzal hoztuk létre. Az infiltrálást követően a már szobahőmérsékletre lehűlt fémhabokat félbe vágtuk és a két különböző mátrixú fémhabokból egy-egy felet levegőn 850°C hőmérsékleten 1 órára visszaolvasztottuk. A hűtés mind közvetlenül gyártás után, mind pedig az újra olvasztást követően szabad levegőn történt. A gyártott fémhabok sűrűsége az 1.1-1.7 g/cm³ tartományba esett. Az infiltrálás sematikus rajzát a 4.1. ábra tartalmazza.



4.1.ábra. Az infiltrálás sematikus rajza

5. Mérés és eredmények

5.1. Makroszerkezet

Összesen 4 féle mintát vizsgáltunk. A két összetétel AlMg3 és AlMg4.5. Ezen túl voltak gyártás után közvetlenül vizsgált minták és újra olvasztott minták. A gyártás után vizsgált minták jelölése típus szerint AlMg3 és AlMg4.5. Az újra olvasztásnak alávetett minták pedig AlMg3-Ht és AlMg4.5-Ht jelölést követnek.

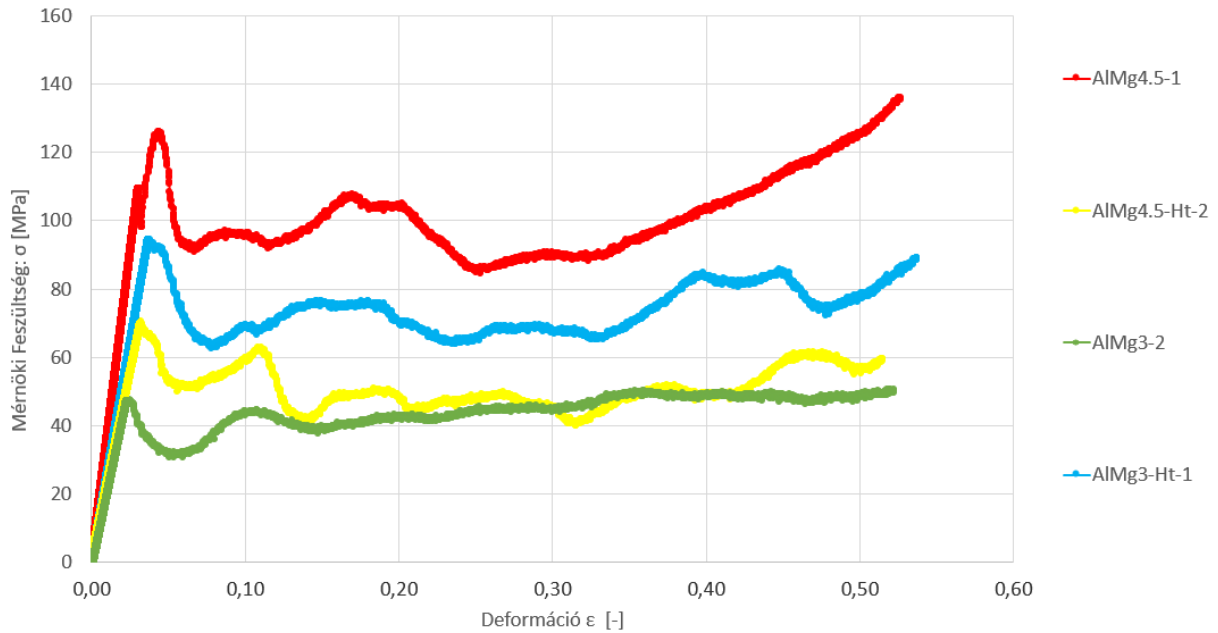
A legyártott fémhabok legjelentősebb hibája a gömbhéjakon túl megjelenő porozitás volt. Ez a szerkezetben megjelenő üregek formájában nyilvánult meg. Ezek az üregek első sorban a nem megfelelő infiltrálás következtében jöttek létre. Az olvasztott darabok esetében kialakulhattak további üregek például az egyenetlen hűlés következtében.

5.2. Zömítő vizsgálat eredményei

A zömítővizsgálatokat négyzet alapú hasáb próbatesteken hajtottuk végre. A próbatestek mérete 17 mm x 17 mm x 25 mm volt. ($H/D = 1.5$). Típusonként 2-2 darab zömítőpróbatetet gyártottunk, összesen 8 darabot. A zömítés sebessége 1.5 mm/perc volt. A vizsgálat eredményeit a 5.1. ábra és 5.1.táblázat foglalja össze.

Az eredmények mutatnak jellegzetességeket, de nagy szórást mutatnak, így csak tendenciákról beszélhetünk. A görbék négy szakaszra oszthatók föl. Terhelés hatására minden minta esetében egy lineáris szakasz volt látható. Az 1. szakasz meredekségéből lehet következtetni az adott fémhab merevségére. Az első szakasz egészen addig tartott, amíg a feszültség el nem ért egy lokális maximum pontot. Ez a lokális maximum a nyomószilárdság. A lokális maximumot elérve a 2. szakasz a feszültségesés következik be, ahogy elkezdődik a fémhabok tönkremenetele. Az eredményekből az figyelhető meg, hogy az újra olvasztott minták átlagosan arányosan kisebb feszültségesést mutatnak a hőkezeletlen darabokhoz képest, de nem számottevően. A görbék 3. szakasza a platófeszültség, ahol a görbe ellaposodik amíg el nem éri a tömörödési deformációt, amikor megint érzékelhetően nőni nem kezdenek az értékek. A plató szakasz az a nagyobb szilárdságú minták esetében jóval hullámosabb és több kisebb feszültségesés tapasztalható.

Az alacsonyabb nyomószilárdsággal rendelkező darabok esetében laposabb kevesebb feszültség esés régióval. Tehát az alacsonyabb szilárdságú darabok plató feszültsége egyenletesebb volt, mint a szilárdabb daraboké. Ezen felül az AlMg4.5 összetételű minták is nagyobb hullámokat mutatnak a plató feszültségben, mint az AlMg3 összetételű próbatetek.



5.1. ábra. A jellegzetes feszültség-deformáció görbe próbatest típusokra

Próbatest Megnevezése	Sűrűség (g/cm ³)	Nyomószilárdság (MPa)	Plató feszültség (MPa)	Elyelt energia (MJ/m ³)	Feszültség esés (%)
AlMg4.5-1	1,66	126,09	93,0	48,36	27,88
AlMg4.5-2	1,69	110,93	74,0	37,09	33,72
AlMg4.5-Ht-1	1,13	23,79	12,0	6,79	46,32
AlMg4.5-Ht-2	1,46	70,49	46,91	25,87	29,00
AlMg3-1	1,30	37,64	34,06	16,04	40,73
AlMg3-2	1,40	47,55	45,57	31,79	35,73
AlMg3-Ht-1	1,70	94,34	69,66	35,65	33,79
AlMg3-Ht-2	1,19	20,93	20,65	10,11	34,02

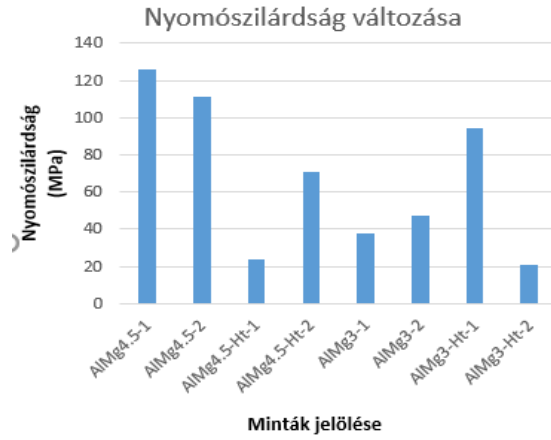
5.1.táblázat: A diagramról leolvasott számszerű értékek

Az eredmények alapján elmondható, hogy mind szilárdsági, mind energia elnyelés szempontjaiból az AlMg4.5 mátrixal rendelkező minták a legjobbak. A legrosszabb szilárdságot az AlMg3-Ht-2 számú minta, tehát a hőkezelésnek alávetett 3% magnézium tartalmú minta hozta. Fontos megjegyezni, hogy az egyik 4.5% magnézium tartalmú hőkezelt minta (AlMg4.5-Ht-1) szilárdsága is nagyon alacsony volt, ami valószínűleg a nem megfelelő infiltráció amiről szó esett a 5.1 es szekcióban. Ezek az anyagfolytonossági hiányok nem egyenletesen voltak jelen a fémhab mintákon belül, ezért van az, hogy csak egyes próbatetek esetén tapasztaltuk a mechanikai tulajdonságok romlását.

A mechanikai tulajdonságra vonatkozó adatokat az 5.1. táblázat és 5.2-5.5.ábrák tartalmazzák. A legnagyobb hatást a fémhabok mechanikai tulajdonságaira a mátrixanyag összetételének változtatása gyakorolta. A 4.5% magnéziumot tartalmazó ötvözet mátrixú fémhab szilárdabb, jobb a fajlagos energia elnyelő képesség és a feszültségesés is kisebb, mint a 3% magnéziumot tartalmazó mintáknál. Az az eredményekből egyértelműen látszik, hogy a magnéziummal való ötvözés növelése jelenleg vizsgált tartományban előnyös a fémhab mechanikai tulajdonságai szempontjából.

A hőkezeltégi állapot hatása már bonyolultabb. Ez egyrészt azért van, mivel a hőkezelt darabok között voltak olyanok, amelyek sok infiltrálási hibát tartalmaztak, ezért számszerű következtetéseket nem vonhatunk le. Ennek ellenére a kapott eredményekből tendenciák látszanak: a hőkezelés a magasabb Mg tartalmú hab esetében rontott a szintaktikus habok szilárdságán és energia elnyelési tulajdonságain. Fontos megjegyezni, hogy a hőkezelt AlMg4.5 minták szilárdsága még így is magasabb volt, figyelembe véve a sűrűségből adódó különbségeket, mint az AlMg3 próbateteké.

Az AlMg3 mintáknál a hőkezeléssel a minta nyomószilárdsága és az energia elnyelő képessége az egyik mintánál növelhető volt. Figyelemre méltó, hogy az AlMg3-Ht-1 jelölésű minta, annak ellenére, hogy alul maradt szilárdágban az AlMg4.5 mintákhoz képest, energiaelnyelés szempontjából megközelítette azokat.



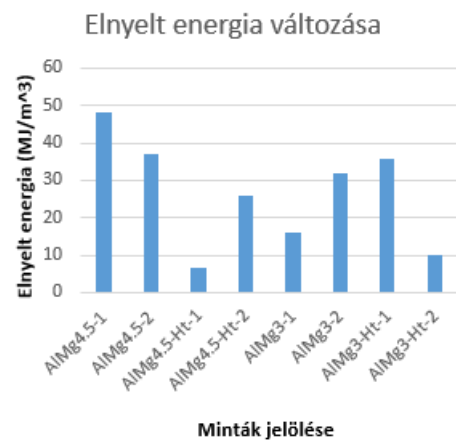
5.2. ábra: Nyomószilárdság változása a minták között



5.3. ábra: Merevség változása a minták között



5.4. ábra: Plató feszültség változása a minták között



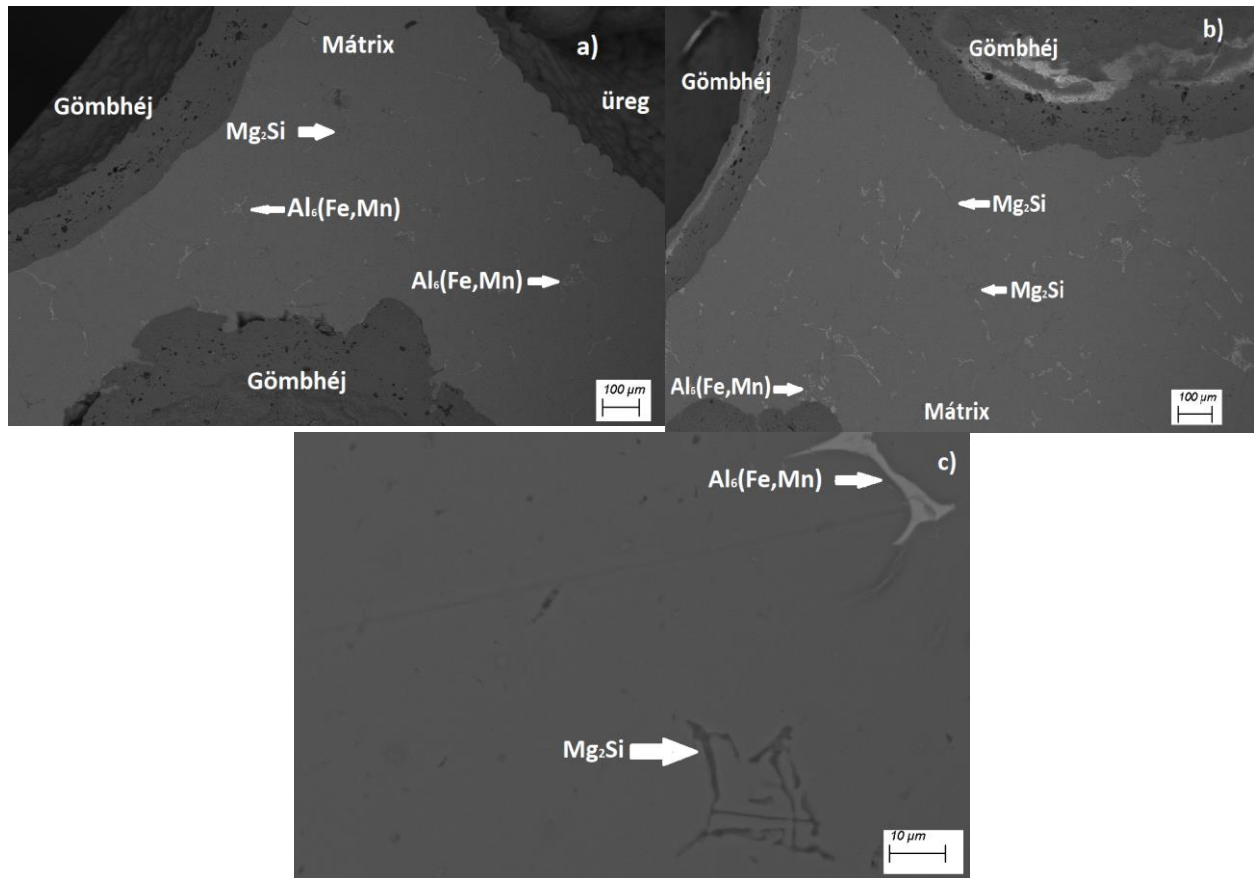
5.5. ábra: Elyelt energia változása a minták között

5.3. Mikroszerkezet

5.3.1. A mátrix anyag

A fémhab minták mikroszerkezetének megfigyeléséhez és az egyes elemek eloszlásának meghatározásához pásztázó elektronmikroszkópot és energia-diszperzív röntgen mikróanalízis (EDS) vizsgálatot alkalmaztunk. A mérésekhez használt berendezés típusa: Zeiss EVO Ma10 pásztázó elektronmikroszkóp volt. A képek visszaszórt elektronnyalábbal készültek.

Az infiltrálást követően a mátrix anyagokban Al és Mg fázisok mellett megjelentek más fázisok is. Az alumínium ötvözetekben található szennyezők miatt. A szennyezők hatására kialakuló fázisok nagy koncentrációban tartalmaznak vasat vagy szilíciumot, megjelenik még a mangán is kisebb mértékben. A vasat tartalmazó fázis, nagy valószínűséggel $Al_6(Fe,Mn)$ [31], a szilíciumot tartalmazó fázis pedig Mg_2Si lehet. Mindkét mátrixanyag esetében megfigyelhetők voltak ezek a fázisok. Ahogy az a 5.6. ábrán látszik, az $AlMg_{4.5}$ esetében a kiválások mennyisége nagyobb, mint az $AlMg_3$ esetében, ami részben betudható annak, hogy nagyobb százalékban tartalmaz szennyezőket.



5.6.ábra: (a)(c) AlMg3 és (b) AlMg4.5 mikroszerkezete hőkezelés előtt

Element	Weight %	Atomic %
MgK	1.12	1.42
AlK	69.84	79.93
SiK	4.67	5.13
MnK	4.60	2.59
FeK	19.77	10.93

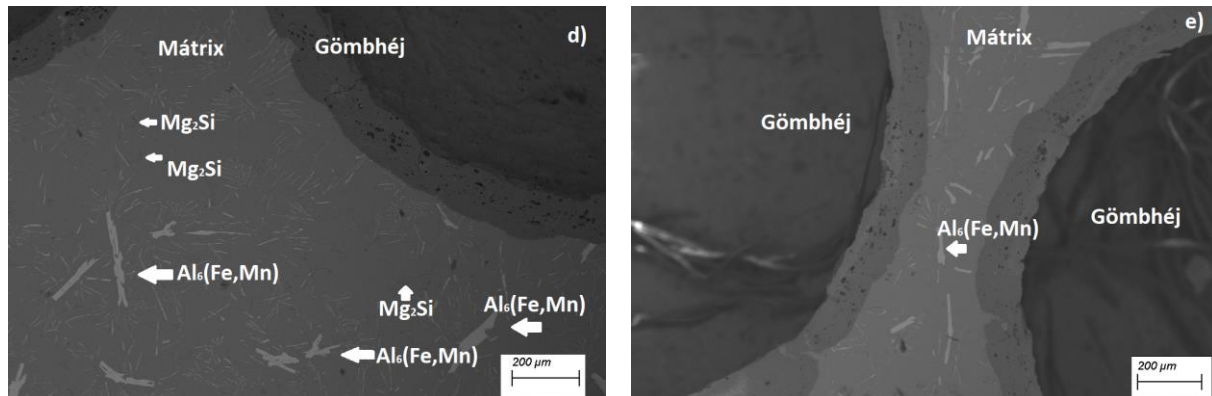
5.2. táblázat: Vas tartalmú fázis összetétele EDS vizsgálat alapján

Element	Weight %	Atomic %
O K	9.58	14.79
MgK	31.71	32.22
AlK	37.19	34.05
SiK	21.53	18.94

5.3. táblázat: Szilícium tartalmú fázis összetétele EDS vizsgálat alapján

5.3.2. A hőkezelés hatása a mátrixanyagra

Miután 800°C fokon tartottuk egy órán keresztül a mintákat a vas és szilícium tartalmú kiválások száma megnövekedett a mátrixanyagon belül. A nagy Fe koncentrációjú fázisok átalakultak egyéni, elszórt, kisméretű fázisokból, nagy kiterjedésű elnyúlt fázisokká.

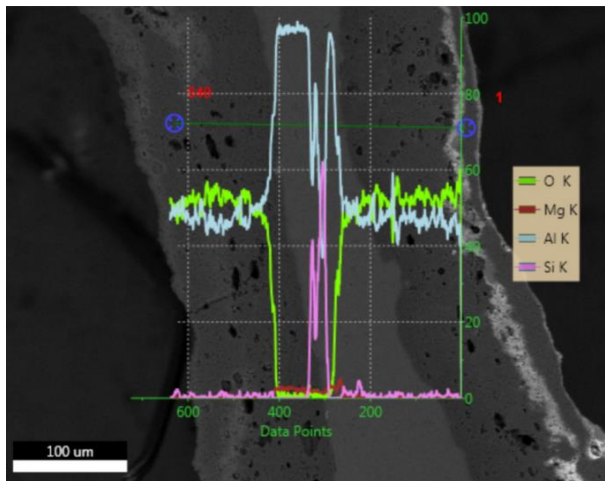


5.7. ábra: (d) AlMg3 és (e) AlMg4.5 mikroszerkezete hőkezelés után

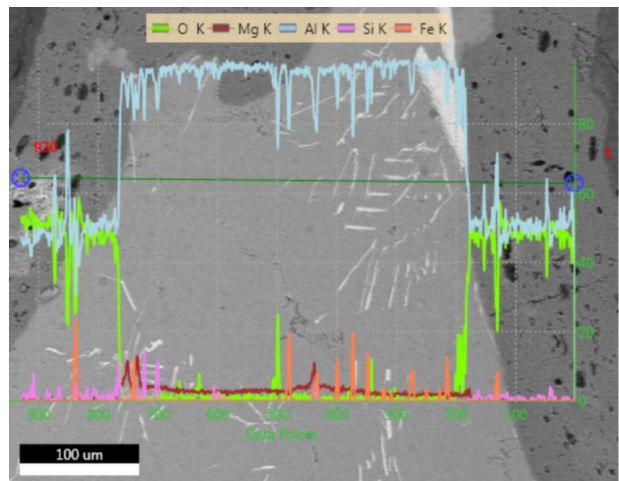
A mátrixanyagban kialakuló kiválások befolyásolhatják a fémhab mechanikai tulajdonságait. Egyrészt kiindulási pontjai lehetnek repedéseknek. Másrészt gátolják a diszlokációk mozgását a mátrixanyagban így szilárdságnövelő hatással is bírhatnak. Mivel az olvasztás hatására többszörösére nőtt a kiválások száma, ezért ezek az újraolvasztott minták szilárdságának növekedését ugyanakkor repedésre való hajlamosság növelését is okozhatják.

5.3.3 A határfelület

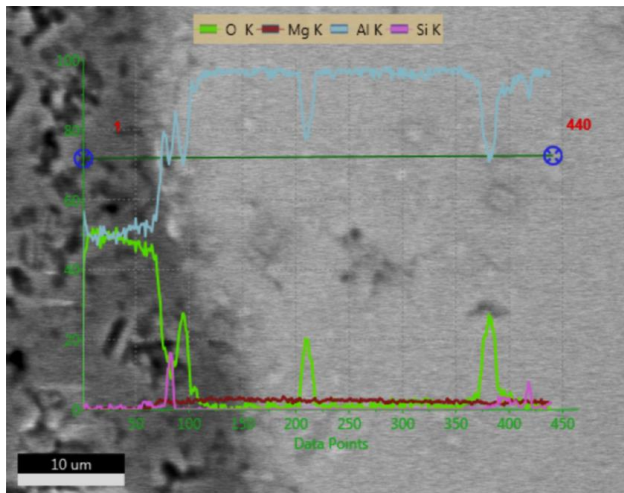
A határfelületi reakciók vizsgálatához elektronmikroszkópot alkalmaztunk. A kompozit összetételének változását vizsgáltuk a gömbhéjaktól mért távolság függvényében, különösen fókuszálva a magnéziumtartalomra, mivel ez az ötvöző az alapja a határfelületi reakciónak. A vizsgálatokat vonal mentén történő röntgen mikroanalízissel végeztük el.



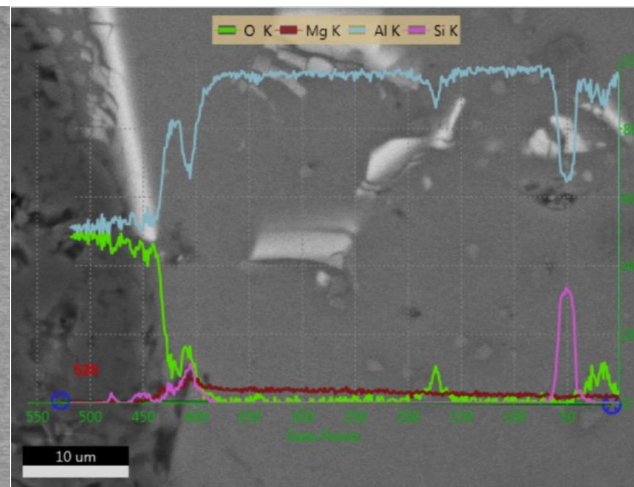
5.8.ábra AlMg3 határfelület két gömbhéj között



5.9.ábra. AlMg3 határfelület két gömbhéj között hőkezelés után



5.10.ábra AlMg3 határfelület

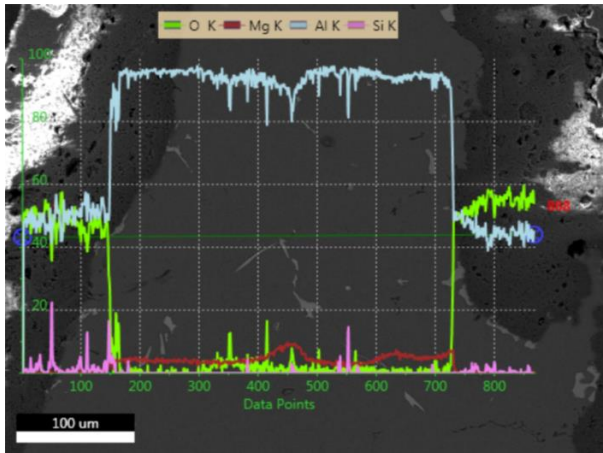


5.11.ábra. AlMg3 határfelület hőkezelés után

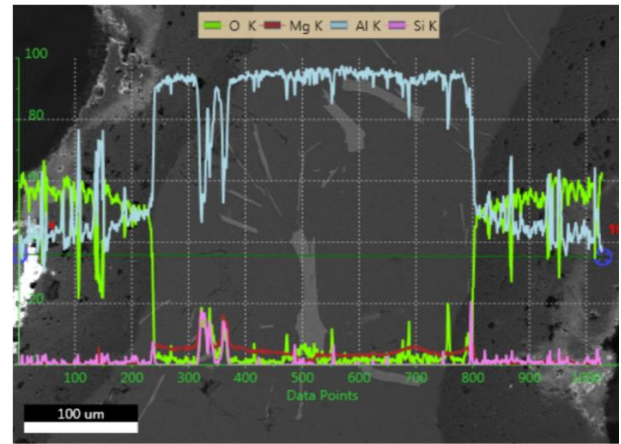
A mikroanalízist minden esetben úgy végeztük el, hogy a vonal áthaladjon legalább egy gömbhéj határrétegén. Ahhoz, hogy következtetni tudjunk a határfelületi reakciókra a magnézium tartalom változását kellett vizsgálni, mivel ez az az elem ami főként részt vesz a reakciókban. A magnézium mellett vizsgáltuk az oxigén és az alumínium változását, elvégre ezekből lehetett arra következtetni, hogy hol kezdődik el a határréteg. Vizsgáltuk még a szilíciumot is, mivel ez az anyag is megjelenhet a határfelületen. A határrétegben az alumínium csökkenésnek, az oxigéntartalom pedig növekedésnek indul, az alumínium-oxid gömbhéjak pedig ott kezdődnek, ahol ez a változás befejeződik.

Az AlMg₃ esetében a névleges mennyiséggel megegyező a magnéziumtartalom a gyártás után vizsgált mintákban és a hőkezelt mintákban is a mátrixon belül.

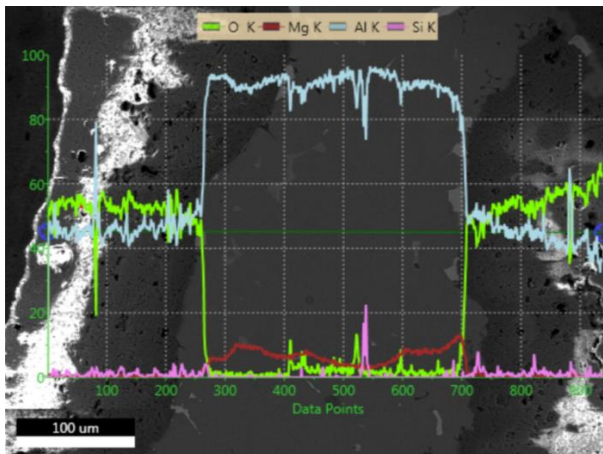
A 5.8-5.11. ábrákon megfigyelhető, hogy a gömbhéjat elérve az alumíniumtartalom éles esést, az oxigéntartalom éles növekedést mutat. A hőkezelés előtt vizsgált AlMg₃ esetében annak ellenére, hogy az Al- és O-tartalom változásnak indult, a Mg tartalom még viszonylag egyenletes maradt még további 1-2 μm vastag rétegben. A 5.8. ábrán pedig az alumíniumtartalom lecsökkenésekor megnőtt a magnéziummennyiség volt mérhető.



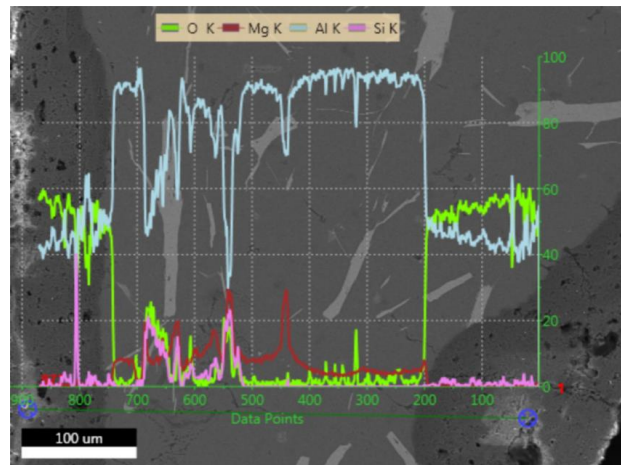
5.12.ábra: AlMg4.5 határfelület két gömbhøj között



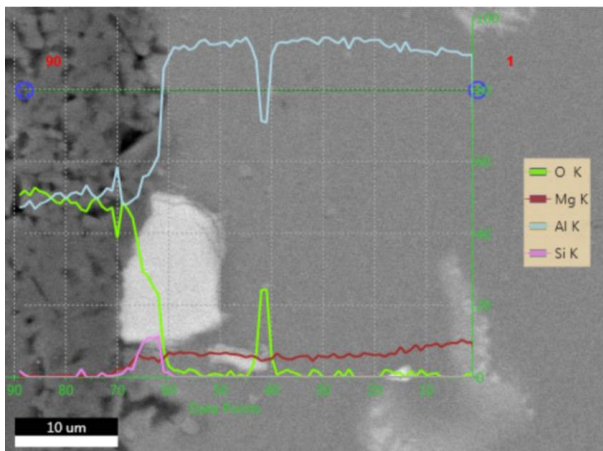
5.13.ábra: AlMg4.5 határfelület két gömbhøj között hőkezelést követően



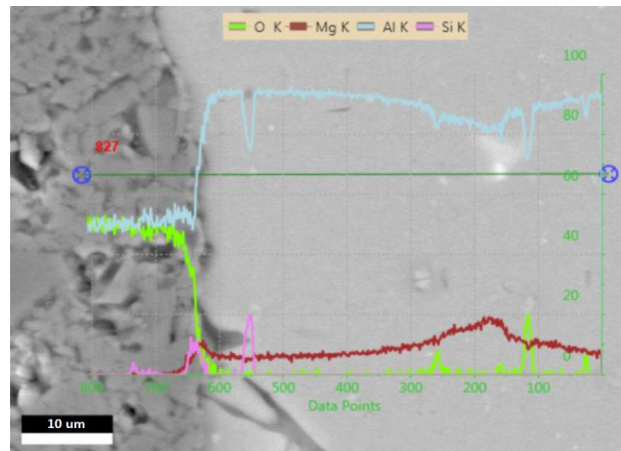
5.14.ábra: AlMg4.5 határfelület két gömbhøj között



5.15.ábra: AlMg4.5 hőkezelés utáni határfelület két gömbhøj között



5.16.ábra: AlMg4.5 határfelület



5.17.ábra: AlMg4.5 határfelület hőkezelés után

Az AlMg4.5 esetében viszont már a gyártást követő vizsgálat esetében akár 10 tömegszázalék körüli magnéziumtartalom is mérhető volt a mátrixban a gömbhéjak közelében, és a határfelület előtt egy csúcs látható a magnézium vonalában. Az Almg4.5 esetében a magnézium eloszlása a vonal mentén közel sem olyan egyenletes mint az AlMg3 esetében. Ez a hullámnázás utalhat magas magnézium tartalmú zónákra, kiválásokra a mátrixanyagban.

Az látható, hogy a magnéziumtartalom az AlMg4.5 esetében is később indul csökkenésnek, mint az alumínium. A mérések alapján itt ugyancsak egy 1-2 μm távról van szó. Az AlMg4.5 mintákban a határfelület közvetlen közelében a mátrixban megnő a magnézium koncentrációja, ami arra utal, hogy a magnézium a határfelülethez diffundál .

Azt, hogy a határfelületen történt reakció a mátrix és az erősítőanyag között a Mg mennyiségének változásából tudjuk megmondani. Konkrét reakcióterméket nem állt módunkban megállapítani jelen kutatás eszközeivel, viszont az irodalomkutatás alapján a várható reakciótermékeket leszűkítettjük kettőre: az MgO-ra és MgAl₂O₄-re [forrás]. Mivel ezeknek a vegyületeknek nagy a magnéziumtartalma, így ha a határfelületen megfigyelhető Al csökkenés és megnövekedett Mg koncentráció arra enged következtetni, hogy esetünkben is végbementek reakciók.

Az újra olvasztott AlMg4.5 esetében tapasztalható, hogy a gömbhéjhoz közeledve elkezd nőni a magnézium koncentrációja, ahogy az látszik a 5.13. ,5.15 és 5.17. ábrákon is. Számottevő változás a határréteg vastagságában nem látszik a hőkezelt és a gyártás után közvetlenül vizsgált darabok között. Ez egybevág a 3.1. fejezetben ismertetett állítással, mely szerint a gyártáskor lejátszódó határfelületi reakciótermékek gátolják a magnézium további diffúzióját és ezen keresztül a további reakciókat az AlMg4.5 esetében.

Az újraolvasztott AlMg3 vizsgálatának eredményei azt mutatják, hogy az újraolvasztás után az AlMg3-as minták az újraolvasztott AlMg4.5-ös mintákhoz hasonló jelenséget mutatnak. A magnéziumkoncentráció az újraolvasztást követően megnövekszik a határréteghez közeledve. A magnézium tartalmú réteg a határfelületen ~1 μm széles a 5.11. ábra alapján. A magnézium mellett a vizsgálat alapján szerepet kap a határfelületi reakciókban a szilícium is, annak ellenére, hogy csupán kis mennyiségben van jelen a mintákban.

Tehát összeségében, gyártás során hasonló vastagságú réteg alakult ki a határfelületen ahol magnézium volt detektálható a mintákban. A fő különbség a gyártás után vizsgált darabokban az volt, hogy a magnéziumkoncentráció változása a határfelületen jóval meredekebb az AlMg4.5 esetében. Hőkezelést követően az mindkét mátrixanyag esetén mérhetően vastagabb lett a határfelület azon része, ahol magnézium detektálható. A mért Mg-koncentráció a mátrixban mért koncentrációnál magasabb volt a határfelületen. Ez arra utal, hogy a hőkezelés során a határfelületen-reakciók játszódtak le, és a reakció egy körülbelül 1 μm -es sávban ment

Az eddigi vizsgálatok arra engednek következtetni, hogy az AlMg3 esetében lehetséges volt a jelenleg alkalmazott hőkezeléssel a mechanikai tulajdonságok javítása. A javulás okai összefüggenek a határfelületi jelenségekkel, mivel azokban a darabokban jelentkeztek, ahol megfigyelhettünk változást a mátrix Mg-eloszlásának változásában. A kiválások szerepe kérdéses. Az AlMg4.5 esetében jóval nagyobb számban voltak jelen a hőkezelt darabban, mégsem történt szilárdságnövekedés a hőkezelt darabokban.

6. Eredmények összegzése és értékelése

Két különböző Mg koncentrációjú alumínium mátrixanyag fõlhasználásával gyártottunk szintaktikus fémhabokat nyomásos infiltrálással. A fõlhasznált anyagok AlMg3 és AlMg4.5 alumínium ötvözetek és Al₂O₃ kerámia gömbhéjak voltak. A legyártott fémhabok felét típusonként 1 órára 800°C hőmérsékleten újraolvasztottuk és ott hõn tartottuk. Ezt követõen a fémhab mikroszerkezetét pásztázó elektronmikroszkóp segítségével vizsgáltuk. A mechanikai tulajdonságokról pedig zõmitõvizsgálat segítségével vontunk le következtetéseket. Az eredmények a következõk voltak:

- A hõkezelés hatására mindkét mátrixanyag esetében megnõvekedtek a kiválások számai és azok mérete.
- Mindkét anyagban történt határfelületi reakció a mátrix-erõsítõ anyag határfelületen, aminek az eredménye egy 1-2 µm vastag, a mátrix átlagos Mg koncentrációjánál magasabb magnézium koncentrációjú réteg a határfelületen.
- Az AlMg3 és AlMg4.5 esetében is a magnézium tartalmú réteg vastagabb lett a hõkezelést követõen.
- A zõmitõvizsgálat eredménye azt mutatja, hogy legjobban a mátrix összetétele befolyásolta a fémhabok mechanikai tulajdonságait. A magasabb Mg tartalmú fémhabnak volt a legnagyobb nyomószilárdsága. Az AlMg4.5 minták esetében a hõkezelés rontott a mechanikai tulajdonságokon, míg az AlMg3 esetében javulás mutatkozott.
- A mechanikai tulajdonságok változása összefügghet a határfelületi reakciókkal. Az eddigi vizsgálatok alapján az aválõsínûsíthetõ, hogy az AlMg4.5 mátrixú fémhab hõkezelésekor több Mg vegyület keletkezik, amelyek a rideg kiválásokkal együtt a fémhab szilárdságának csõkkenését eredményezik.
- A hõkezelés hatása további kutatást igényel, mivel az elõállított fémhabok sok õntési hibával bírtak, így túl nagy volt az olyan darabok száma amik nem hoztak kiértékelhetõ eredményt, mivel túl korán tönkrementek.

6.1 Jövőbeli tervek

Mivel az eredményekben nagy szórás mutatkozott további vizsgálatok szükségesek ahhoz, hogy pontos eredményt tudjunk mondani a határfelületi reakciók mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatására az Al-Mg mátrixú szintaktikus fémhabokban. Továbbá, az előállítási paraméterek eredetileg a Prof. Blücher József által tervezett vákuumkemencére voltak tervezve, aminek használatával elkerülhető lett volna a gyártás során bekerülő nemkívánatos porozitások mértéke. Ezért a jövőben szeretném kiegészíteni ezt a kutatást további mérésekkel.

Ahhoz, hogy pontosabb képet alkothassunk az alumínium mátrixú szintaktikus fémhabok határfelületi jelenségeiről szükséges lesz az elvégzettektől eltérő típusú mérések elvégzése is. Ilyen lenne például a határfelület vizsgálata transzmissziós elektronmikroszkóp segítségével.

7. Fölhasznált források

7.1. Irodalom jegyzék

Bevezetés:

[1] <https://www.kbb.com/car-news/safety-experts-worried-about-electric-cars-weight> (2023.10.05)

[2] <https://edition.cnn.com/2021/06/07/business/electric-vehicles-weight/index.html> (2023.10.05)

[3] <https://www.axios.com/2023/04/28/evs-weight-safety-problems> (2023.10.05)

[4] Orbulov Imre Norbert, Szintaktikus Fémhabok PhD értekezés Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Gépészmérnöki Kar, Pattantyús-Ábrahám Géza Gépészeti Tudományok Doktori Iskola, Anyagtudomány alprogram (2009)

Irodalomkutatás:

[5] John Bart, Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams, progress in materials science, 46, 559-632 oldal (2001)[6] Bágyinszki Gyula, Fém alapú habok jellemzői és vizsgálati szempontjai, Acta Materiala Transylvanica, 5/2 53-57 oldal, (2022)

- [7] ORbulov Imre Norbert, Szintaktikus fémhabok gyártása és vizsgálata – szakirodalmi összefoglaló, Anyagvizsgálók lapja (2019)[8] Raja Thiyagarajan, M. Senthil kumar, A Review on Closed Cell Metal Matrix Syntactic Foams: A Green Initiative towards EcoSustainability, Materials and Manufacturing Processes, 12, 1333-1351 oldal, (2021)
- [9] Ali Sanghaleh, Mohammad Halali, Effect of magnesium addition on the wetting of alumina by aluminium, Applied Surface science, 255, 8202-8206 oldal, (2009)
- [10] Çağın BOLAT, İsmail Cem AKGÜN, Ali GÖKSENLİ, On the Way to Real Applications: Aluminum Matrix Syntactic Foams, European Mechanical Science, 4, 131-141 oldal, (2020)
- [11] Nikhil Gupta, Dung D. Luong, Kyu Cho, Magnesium Matrix Composite Foams—Density, Mechanical Properties, and Applications, Metals, 2, 238-252 oldal, (2012)
- [12] P.S. Birak, C.T. Miller, Dense non-aqueous phase liquids at former manufactured gas plants: Challenges to modeling and remediation, Journal of Contaminant Hydrology, 105, 81-98 oldal, (2009)
- [13] Yingfei Lin, Qiang Zhang, Gaohui Wu, Interfacial microstructure and compressive properties of Al-Mg syntactic foam reinforced with glass cenospheres, Journal of Alloys And Compounds, 655, 301-308 oldal, (2016)
- [14] <https://www.morgantechnicalceramics.com/en-gb/materials/alumina> (2023.10.19)
- [15] A. Munith, M Metzger, R, Mehrabian, The interface phase in Al-Mg/Al₂O₃ Composites, Metallurgical and Materials Transactions, 10, 1491-1497 oldal, (1979)
- [16] Ching-Fu Horng, Su-Jien Lin, Kuo-Shung Liu, Formation of MgAl₂O₄ in Al₂O₃- (Al-4wt.%Mg) composites, Materials Science and engineering: A, 150, 289-294 oldal, (1992)
- [17] C.G. Levi, G.J Abbaschian, R. Mehrabian, Interface Interactions During Fabrication of Aluminum Alloy-Alumina Fiber Composites, Metallurgical Transactions A, 9, 697-711 oldal, (1978)
- [18] W.M. Zhong, G. L'Espérance, M.Suéry, Interfacial Reactions in Al-Mg (5083)/Al₂O₃p during Fabrication and Remelting Composites, Metallurgical and Materials Transactions A, 26, 2625-2635 oldal, (1995)
- [19] Imre Norbert Orbulov, János Ginzstler, Compressive characteristics of metal matrix syntactic foams, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 43, 553-561 oldal, (2012)
- [20] Nikhil Gupta, Pradeep K. Rohatgi, 4.15. Metal matrix syntactic foams in 'Comprehensive composite materials' (szerk.: Peter W.R. Beaumont, Carl H. Zweben), Elsevier, 364-385 oldal, (2018)

- [21] Kyle Myers, Bálint Katona, Pedro Cortes, Imre Norbert Orbulov, Quasi-static and high strain rate response of aluminum matrix syntactic foams under compression, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 79, 82-91 oldal, (2015)
- [22] H.Wang, X.Y. Zhou, B.Long, H.Z.Liu, Compression behavior of Al₂O₃/Al composite materials fabricated by counter-gravity infiltration casting, *Materials Science and Engineering: A*, 582, 316-320 oldal, (2013)
- [23] Dorian K. Balch, John G. O'dwyer, Graham R. Davis, Carl M. Cady, George T. Gray III, David C. Dunand, Plasticity and damage in aluminum syntactic foams deformed under dynamic and quasi-static conditions, *Materials Science and Engineering: A*, 391, 408-417 oldal, (2005)
- [24] Yingfei Lin, Quang Zhang Xiangyu Ma, Gaohui Wu, Mechanical behavior of pure Al and Al–Mg syntactic foam composites containing glass cenospheres, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 87, 195-202 oldal, (2016)
- [25] W.M Zhong, G. L'Esperance, M. Suéy, Effect of current Mg concentration on interfacial reactions during remelting of Al–Mg(5083)/Al₂O₃p composites, *Materials Characterisation*, 49, 113-119 oldal, (2002)
- [26] P.K. Ghosh and S. Ray: *Proc. Fabrication of Particulate Reinforced Metal Composites*, 23-30 oldal, (1990)
- [27] B.F. Quigley, G.J. Abbaschian, R. Wunderlin, and R. Mehrabian: *Metall. Trans. A*, 13A, 93-100 oldal, (1982)
- [28] M. Fishkis: *J. Mater. Sci*, 26, 2651-2661, (1991)
- [29] B. Hallstedt, Z.K. Liu, and J. Agren: *Mater. Sci. Eng.*, A129, 135-45 oldal, (1990)
- [30] M. Pfeifer, J.M. Rigsbee, and K.K. Chawla: *J. Mater. Sci.*, 25, 1563-67 oldal, (1990)
- [31] D.J. Lloyd, I. Jin, and G.C. Weatherly: *Scripta Metall.*, 1994, vol. 31 (4), 393-96 oldal (1994)
- [32] Yuliang Zhao , Dongfu Song, Haoliang Wang Yiwang Jia , Bo Lin , Yue Tang , Ying Tang , Da Shu[§], Zhenzhong Sun , Yanan Fu Weiwen Zhang, Revealing the influence of Fe on Fe-rich phases formation and mechanical properties of cast Al-Mg-Mn-Fe alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 901, (2022)
- [32] T. Fielder, Ekaterina Pesetskaya, Calculations of the Thermal Conductivity of Porous Materials, *Materials Science Forums*, 514, 754-758 oldal, (2006)