

Alumíniumötvözet alakítási szilárdságának kísérleti és elméleti meghatározása

Bézi Zoltán¹, Krállics György², Bereczki Péter³,

¹ Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft, Vezető Kutató, zoltan.bezi@bayzoltan.hu

² Miskolci Egyetem, Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet, Egyetemi tanár, femkgy@gold.uni-miskolc.hu

³ Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet, Tudományos munkatárs, bereczki.peter@uniduna.hu

Összefoglaló:

Ebben a publikációban, EN AW 8006 anyagminőségű alumínium melegalakítását jellemző alakítási szilárdság meghatározását végeztük el, figyelembe véve a mikroszerkezeti átalakulásokat. Vizsgálatainkat Gleeble 3800 termo-mechanikai fizikai szimulátoron hajtottuk végre egytengelyű feszültség-állapotban, nagymértékű alakváltozás $\bar{\varphi}=1-1.5$ és $T=300-500$ °C hőmérséklet, valamint $\dot{\varepsilon}=1-50$ 1/s alakváltozási sebesség intervallumban. Az alakítás befejezése után gyors hűtést hajtottunk végre a mikroszerkezet alakítás utáni állapotának megőrzése céljából, majd mikroszkópi csiszolatokat készítettünk a szemcseszerkezet vizsgálatához. A mérési adatok feldolgozásánál analitikus összefüggések felhasználásával figyelembe vettük a sűrűlódás, valamint a folyamat során fejlődő hő hatását is, melyek jelentősen befolyásolják a mért eredményeket. A fizikai kísérletekkel párhuzamosan virtuális tesztek hajtottunk végre melyek segítették a kiértékelési eljárás pontosítását. Az eredmények kiértékelésére a Laasraoui és Jonas féle leírásmódot alkalmaztuk az alakváltozás és feszültség kapcsolatának a felírásához. A konstitutív egyenlet paramétereinek leírására azok Zener-Hollomon paramétertől való függését vettük figyelembe.

Kulcsszavak:

AW 8006 alumínium, alakítási szilárdság, Gleeble, aktiválási energia, DRV

1. Bevezetés

Alumíniumötvözetek melegalakítási technológiájának tervezéséhez, az alakítási folyamat modellezéséhez szükség van az adott anyag anyagtörvényére és ehhez kapcsolódóan az alakítási szilárdság alakváltozási mértéktől, alakváltozási sebességtől és hőmérséklettől való függvényére. A melegalakítási folyamatoknál általában nagymértékű alakváltozás széles alakváltozási sebességtartományban történik, ezért az anyagjellemző pontos meghatározása

kísérleti és elméleti kihívásokat jelent. A kísérleti eredmények kiértékelésére, az anyagtörvény paramétereinek meghatározására alapvetően két módszer terjedt el. Az egyik esetben, amely alapvetően fenomenologikus, a klasszikus kontinuummechanikát alkalmazzuk. A másik esetben a képlékeny alakváltozás – feszültség vizsgálatába bevonjuk az adott anyagban végbemenő fizikai folyamatok elemzését, az anyagszerkezet hatását.

Köztudott, hogy melegghengerlés során végbemegy az alakítási keményedés, bizonyos esetekben az alakítással, az anyagi viselkedéssel kapcsolatos lágyulási folyamat, ami lehet dinamikus megújulás (DRV) és dinamikus újrakristályosodás (DRX). Ezen jelenségek befolyásolják alapvetően a kialakuló szövetszerkezetet és ezzel együtt a mechanikai tulajdonságokat is. Általánosan elmondható, hogy az ötvözetlen alumínium esetén a melegalakítás során nem megy végbe a DRX. Helyette a dinamikus megújulásról lehet beszélni. Ez az elmélet alapvetően a kis alakváltozási sebesség és kis alakváltozási mérték esetében helytálló. Valójában sokáig nem is alkalmaztak olyan alakítási technológiát, ahol szerepe lett volna a DRX-nak alumíniumötvözetek esetében. A DRX hiányának oka, hogy az alumíniumnak nagy rétegződési hiba energiája. Az ezáltal a stabil diszlokációs szerkezet azt eredményezi, hogy a megújulást kerül előtérbe, mert a diszlokációs szerkezet által létrehozott tárolt energia értéke túl kicsi ahhoz, hogy a DRX meginduljon. Ugyanakkor az erősen ötvözött alumínium, melynek kisebb a rétegződési hibaenergiája, melegalakítása során végbemegy a DRX, aminek a leírásával a szakirodalom és részletesen foglalkozik [1]-[3]. A szakirodalomban található kísérleti tapasztalatok alapján a DRX bekövetkezésének feltétele, hogy az alakváltozás egy kritikus értéket meghaladjon. Alumíniumötvözeteknél a DRV hajtóereje jelentős, mely nagymértékben gátolja a hagyományos DRX-ást. Ebben az esetben már egy a hagyományostól különböző mechanizmusról beszélünk, ami jelenleg még nem tökéletesen feltárt. Ebből adódik az, hogy a jelenlegi szakirodalom szerint létezik a nagy

rétegződési és a kis rétegződési hibaenergiájú anyagok esetében alkalmazható folyamatos és szakaszos dinamikus újrakristályosodás is [4][5]. Ezért számos kutatócsoport megkísérelte fejleszteni konstitutív egyenleteket, melyek tartalmazzák magukban a korábban említett jelenségeket, jellemzően melegzőmítő vizsgálatokkal mért adatok felhasználásával különböző anyagokra, a melegalakítás leírására. A folyási feszültség meghatározására különböző modellek kerültek kidolgozásra.

Jelen munkában EN AW 8006 anyagminőségű alumínium ötvözet megleghengerléséhez kapcsolódó anyagtörvény paramétereinek meghatározását végeztük el annak érdekében, hogy a későbbiek során ezen ötvözött alumínium megleghengerlésének a numerikus modellezéséhez nélkülözhetetlen, a mikroszerkezeti változásokhoz kapcsolódó konstitutív alakváltozás feszültség összefüggéseket meghatározzuk. A mikroszerkezeti vizsgálatok igazolták a fent említett megállapításokat a mikroszerkezet változásával kapcsolatban. Ugyanakkor ahhoz, hogy ezen változáshoz kapcsolódó alakváltozás feszültség összefüggéseket meg tudjuk határozni szükséges volt a hagyományos melegzőmítő vizsgálatok kiértékelő metódusának a felülvizsgálata. Amely jelen esetben a zömítés közbeni súrlódási és a hőmérsékleti viszonyok figyelembevételét jelenti. Ez utóbbinak a figyelembevétele a helyes kiértékelés szempontjából, mint látni fogjuk, igen kritikus.

2. Az elvégzett kísérletek

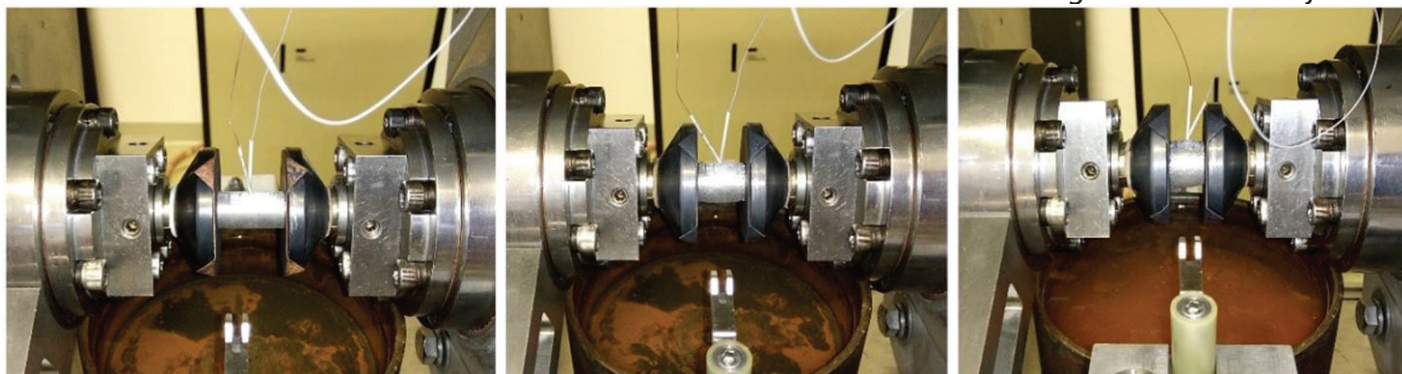
Alumínium ötvözetet alakítási szilárdságának meghatározására Ø16x28 mm méretű, hengeres próbatestek alkalmaztunk. A vizsgálatok a Dunaújvárosi Egyetem anyagvizsgáló laboratóriumában történtek Gleeble 3800 termo-mechanikus szimulátoron. Megfelelő kenés, grafit spray, alkalmazásával oldottuk meg ezért a homogenizált állapotú hengeres próbatestek zömítésekor minimális volt a hordósodás.

A vizsgálat során a próbatest hőmérsékletét a termoelemek segítségével folyamatosan rögzítettük. A zömítő vizsgálatokat az alábbi vizsgálati paraméterek szerint végeztük el: hőmérséklet 300,400,450,500 °C, alakváltozási sebesség 1,10,20,50 1/s.

A Gleeble rendszer egyik jellemzője, hogy a keresztfejek horizontális elrendezésűek emiatt egy tartószerkezet biztosítja a hengeres próbatestet a keresztfejek között a zömítés megkezdése előtt. A berendezés másik sajátossága, hogy az alakváltozási sebesség szabályozható. A munkadarab magasságának függvényében a keresztfej sebessége csökkenthető, így a folyamat során az alakváltozási sebesség közel állandó. A zömítő vizsgálat során mérjük a próbatest magasságát (h) és az anyagra ható erő nagyságát (F). Amennyiben feltételezzük, hogy a próbatest alakja ideális a folyamat során, akkor az alakítási ellenállás (p) és a logaritmikus alakváltozás (ε) felírható az alábbi összefüggésekkel:

$$p = \frac{F}{A}, \quad \varepsilon = \ln \frac{h_0}{h} \quad (1)$$

ahol A – a próbatest keresztmetszet területe a térfogat állandóságból számítva, a próbatest kiinduló magassága. A zömítő vizsgálat során fellépő inhomogén alakváltozást hordósodásnak nevezzük. Számos oka van annak, hogy a mérési gyakorlatban homogén alakváltozási állapotot nem lehet elérni. Először is, a vizsgálat pontossága nagymértékben függ a minta előkészítésének minőségétől. Másodszor, mivel a súrlódásmentes körülményeket nem lehet biztosítani, még a leghatékonyabb kenőanyagok használatával sem, így mindig fellép valamilyen szintű hordósodás. A zömítő vizsgálatok esetén a legkézenfekvőbb a súrlódási hatás kiküszöbölése. Ugyanakkor a súrlódási tényezőt előzetesen nem ismert, így a hatását csak kiegészítő mérés és számítás segítségével vehető figyelembe. A folyamatos zömítés során, nem közvetlenül az anyag alakítási szilárdságát mérjük (σ_s), hanem az alakítási ellenállását. Az alakítási szilárdság a következő kifejezéssel



1. ábra. Gleeble termo-mechanikus szimulátor a vizsgálati elrendezésben

fejezhető ki Kudó (m) típusú súrlódásra, ahol $\bar{d}$ és h a pillanatnyi átmérő és magasság:

$$\sigma_s = \frac{p}{\left(1 + \frac{m}{\sqrt{3}} \frac{\bar{d}}{3h}\right)} \quad (2)$$

A továbbiakban már csak a súrlódási tényező meghatározása szükséges (m). Analitikus összefüggések segítségével a súrlódási tényező nagysága számítható a próbatest hordósságából. Avitzur szerint az átlagos súrlódási tényező becsülhető az alábbi összefüggések szerint, a kiinduló és végső próbatest geometria ismeretében [6][7]:

$$m = \frac{\left(\frac{\bar{r}_v}{h_v}\right)b}{\left(\frac{4}{\sqrt{3}}\right) - \left(\frac{2b}{3\sqrt{3}}\right)}, \quad b = 4 \frac{\Delta r}{\bar{r}} \frac{h}{\Delta h} \quad (3)$$

ahol h_v a próbatest végső magassága $\Delta r = r_m - r_t$, a próbatest közepén és a véglapon mért sugár nagyságának a különbsége (2. a) ábra). Amennyiben azt feltételeztük, hogy a kialakuló hordóalak megközelítőleg parabola, akkor a véglapi sugár és a próbatest közepén mért sugár becsülhető a másik ismeretében az alábbi formula használatával:

$$r_m = \frac{-2r_t h_v + \sqrt{30r_0^2 h_v h_0 - 5r_t^2 h_v^2}}{8h_v} \quad (4)$$

Annak érdekében, hogy a térfogat állandóság teljesüljön a súrlódási tényező becslésére csak az egyeik mért sugár adatot használtuk fel [7]. A mért és (4) összefüggés segítségével számított közép sugár nagyságának az összehasonlításából lineáris regresszió segítségével meghatároztuk (2.b) ábra) a folyamatra jellemző átlagos súrlódási tényező értékét, mely jelen esetben $m=0,14$ -re adódott.

Köztudott, hogy az anyagok képlékenyalakítása hőmérsékletnövekedéssel jár, általánosságban elmondható, hogy a minél nagyobb az alakváltozási sebesség egy adott hőmérsékleten annál nagyobb a hőmérsékletnövekedés. Zömítő vizsgálatok esetén mindig törekedünk az állandó hőmérséklet tartására ugyanakkor elkerülhetetlen, hogy a méréseinkben megjelenjen a hőmérsékleti hatás is [8]. A képlékeny alakváltozás által előidézett hőfejlődés az alábbi egyenlet definiálja feltételezve, hogy a környezeti hőmérséklet hatása elhanyagolható és hőátadás csak a szerszám és a munkadarab között valósul meg:

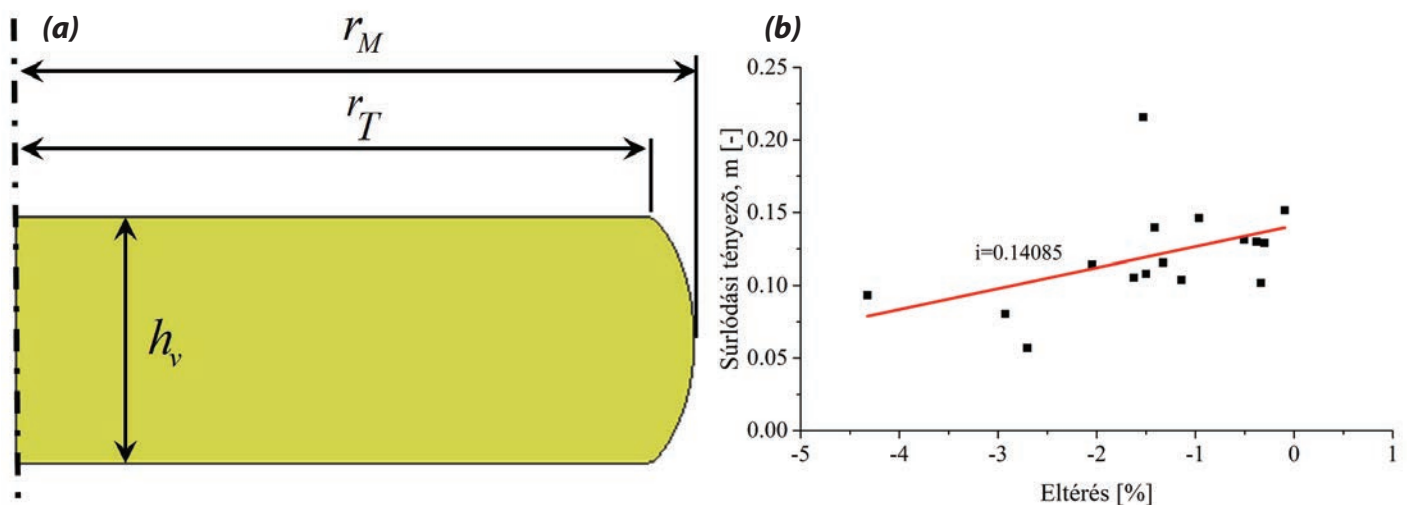
$$\Delta T = \frac{\eta_0 Q_{def}}{2\eta_1 S_1 h_c t + 2\eta_2 \frac{S_2 \lambda t}{h} + \rho C V_{def}} \quad (5)$$

ahol η_0 a hatásfok, ami definiálja, hogy a bevitt Q_{def} alakítási energia hány százaléka alakul hővé, ρ az anyag sűrűsége, C a fajhője és V_{def} az alakított térfogat, S_1 és S_2 a kontaktfelületek nagysága, h_c a kontakt hőátadási tényező az érintkező felületek között, λ a hővezetési tényező, h a darab pillanatnyi magassága, illetve t az idő. Az alakítási energiát az alábbi módon definiálhatjuk:

$$Q_{def} = V_{def} \int_0^{\Delta \varepsilon} \sigma_y d\varepsilon \quad (6)$$

ahol $\Delta \varepsilon$ a logaritmikus alakváltozás változása a teljes zömítés során.

Annak érdekében, hogy vizsgálni tudjuk a darab hőmérsékletemelkedését, szükséges az egyenletekben szereplő fizikai jellemzők ismerete. Az adott ötvözet fizikai jellemzőinek a becslésére a JMatPro szoftvert használtuk [9][10]. Ahol is az anyag a vegyi összetétel megadását követő a program matematikai modellezéssel az ötvözet hőmérsékletfüggő



2. ábra. (a) A deformált geometria; (b) A számított súrlódási tényezők

fizikai jellemzőire ad jó becslést. A szoftver által meghatározott értékeket ezt követően a fizikai szimuláció szempontjából jellemző 300-500 °C tartományra átlagolva: $\lambda = 206 \text{ W/(m}^\circ\text{C)}$, $\rho = 1075 \text{ J/(kg}^\circ\text{C)}$ és $\rho = 2658 \text{ kg/m}^3$. Míg a kontakt hővezetési tényező $h_c = 20000 \text{ W/m}^2$, illetve a határfok η_1 és $\eta_2 = 0,95$ -nek feltételezhető a zömítés során. Ezen értékek ismeretében előzetesen becsülhető a próbatest hőmérsékletnövekedése az alakítás során, amelyek jó egyezést mutattak a termoelemekkel mért hőmérsékletnövekedési értékekkel.

Jól ismert, hogy a hőmérsékletnövekedés által előidézett feszültségcsökkenést az alábbi egyenlet segítségével definiálhatjuk:

$$\Delta\sigma = \frac{Q}{n\alpha R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T + \Delta T} \right) \quad (7)$$

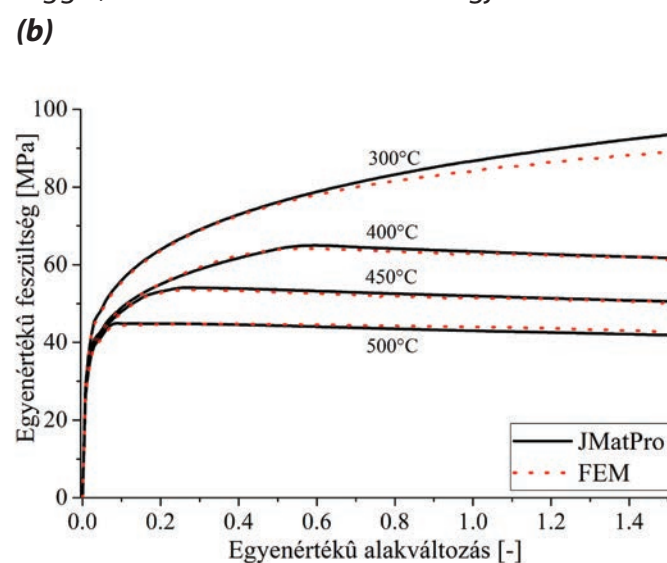
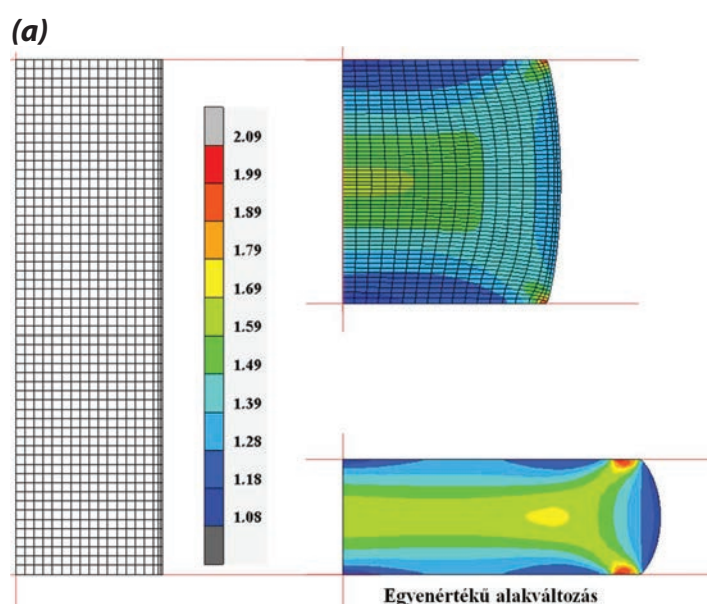
ahol az aktiválási energia és anyagi állandók, valamint az univerzális gázállandó [11].

A probléma az, hogy a mérési adatok kiértékelése során nem tudjuk e mennyiségeket, mivel ezek csak az után válnak számunkra ismertté, miután a teljes kinetikai kiértékelést elvégeztük. Ugyanakkor, mint látható, a hőmérséklet hatás figyelembevételéhez ezek nélkülözhetetlenek, erre lehet egy jó megoldás a numerikus eszközök használata az ismeretlen anyagi állandók meghatározására. Ennek érdekében virtuális zömítő vizsgálatokat végeztünk MSC. Marc nemlineáris véges elemes rendszerben, felhasználva a vizsgálati paramétereket és próbatest geometriai adatait. A feladat megoldására 2D tengelyszimmetrikus véges elemes modellt építettünk fel, ahol a szerszámokat merevnek tételeztük fel. A

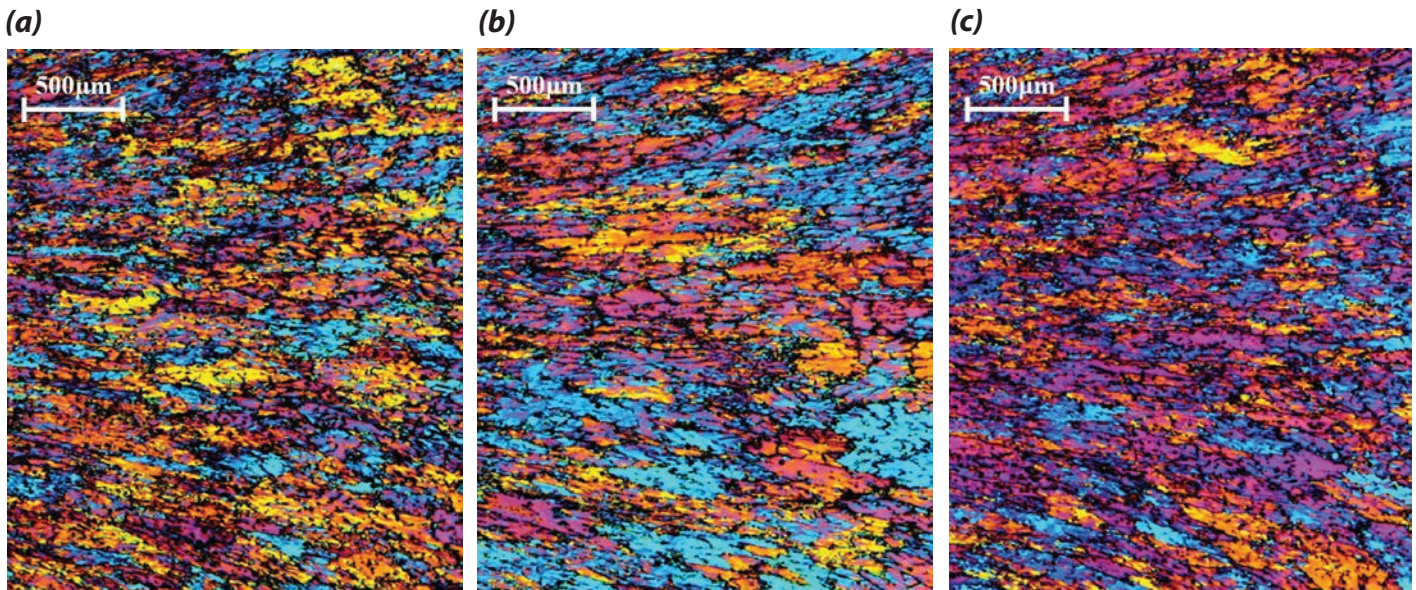
szimulációban rugalmas-képlékeny anyagmodellt használtunk, amely az alakítás sebességét és a hőmérséklet változását is figyelembe veszi. A kísérleti anyag pontos kémiai összetételét definiálva a JMatPro szoftverben [9][10], meghatároztuk a vizsgált ötvözet alakítási szilárdság görbéit, úgy, hogy azok lefedjék a teljes zömítési folyamat alakváltozás, alakváltozási sebesség és hőmérséklet tartományát. A virtuális vizsgálat során a feszültség és a hőmérséklet változása számítható volt, így a (7) egyenletben ismeretlen Q/naR hányados már meghatározható, a bevitt és az előbbieken vázolt kompenzációs metodológia felhasználásával számított alakítási szilárdság görbék különbségének alapján. A 3. (b) ábra egy ilyen összehasonlítást szemléltet az eredeti JMatPro szoftver által meghatározott és a modellt, valamint a vázolt kiértékelési eljárás által számolt alakítási szilárdság görbék között, különböző hőmérsékleteken 10 1/s alakváltozási sebesség mellett. A szimulációkat a teljes vizsgálati tartományra elvégeztük. Az összehasonlításból meghatározott hányados ($Q/naR = 132300 \text{ MPaK}$) értéke a teljes alakváltozási tartományon 2%-os átlagosan abszolút relatív hibával rendelkezik, így kijelenthető, hogy a módszer alkalmas a kompenzáció elvégzésére ezen érték használatával.

3. A kompenzált mérési eredmények

A képlékenyalakítás során végbemenő alakváltozási mechanizmusok, valamint a mikroszerkezeti változások szoros kapcsolatban állnak az alakítási szilárdsággal, hisz karakterisztikusan megjelennek benne.



3. ábra. (a) A FE modell, különböző zömítési lépésekben; (b) Az eredeti és számított alakítási szilárdság görbék összehasonlítása



4. ábra. A mikroszerkezet 25X nagyításon, $\dot{\epsilon} = 1$ [1/s] mellett különböző hőmérsékleten esetén: (a) 300°C, (b) 400°C and (c) 500°C

Mint a 6. ábrán látható, hogy az 500°C-os, 1 és 10 1/s alakváltozási sebességhez tartozó görbék kivételével nem láthatunk a DRX jelenlétére utaló jellegzetes alakot, a görbék nem tartalmaznak éles feszültség-csúcsot mely elérése után a feszültség kis mértékben visszaesne, és beállna egy állandó értékre. Ez arra utal, hogy a vizsgált tartományban az uralkodó lágyulásért felelős mechanizmus a DRV. A lágyulásért diszlokációs szerkezet megváltozása a felelős, csökken a diszlokációsűrűség, a diszlokációk rendeződnek, és kis szögű szemcsehatárokat hoznak létre. Ennek következtében a keménység valamint a szilárdság kisebb mértékben csökken. Mindezen megállapításokat a mikroszerkezet vizsgálata is alátámasztotta (4. ábra). Az elvégzett zömítő vizsgálatok után a próbatestekről csiszolatokat készítettünk melyeket optikai mikroszkóppal vizsgáltunk. Mivel az alakváltozási mező kismértékű inhomogenitást mutat $\bar{\varphi} = 1,5$ alakváltozás mellett, ezért a vizsgált terület a 3. a) ábra alapján került kijelölésre a próbatest hosszanti keresztmetszetében középen, a sugár 2/3-a mentén, ahol a várható jellemző alakváltozási mérték 1,5.

A mikroszerkezet fejlődésének elméleti leírása többek között a diszlokációsűrűség-evolúciós modellekkel felhasználásával történik. Ezekben az átlagos diszlokációsűrűséget modellezzik a deformáció függvényében azzal a megfontolással, hogy diszlokációsűrűség változásához bizonyos mikroszerkezeti folyamatokat tételeznek fel többek között a megújulási folyamatot. Az első lépés itt is a folyamatok szétválasztása. Tudjuk, hogy az alakítási keménye-

dés mellett mindig fellép a diszlokáció-szerkezet átrendeződését, illetve sűrűségének csökkenését eredményező DRV. A diszlokációs-szerkezet átrendeződésének az alakváltozás függését az alábbi összefüggés definiálja:

$$\frac{d\rho}{d\varphi} = U - \Omega\rho \quad (8)$$

ahol, az egyenlet bal oldala azt fejezi ki, hogy az alakváltozás növekedésével, hogyan növekszik a diszlokációk sűrűsége (ρ), U az alakítási keményedést, míg $\Omega\rho$ a dinamikus megújulást reprezentálja. Ahol Ω a dinamikus megújulás együtthatója. Integrálva a (8)-as összefüggést:

$$\rho = \frac{U}{\Omega} - \left(\frac{U}{\Omega} - \rho_0 \right) \exp(-\Omega\varphi) \quad (9)$$

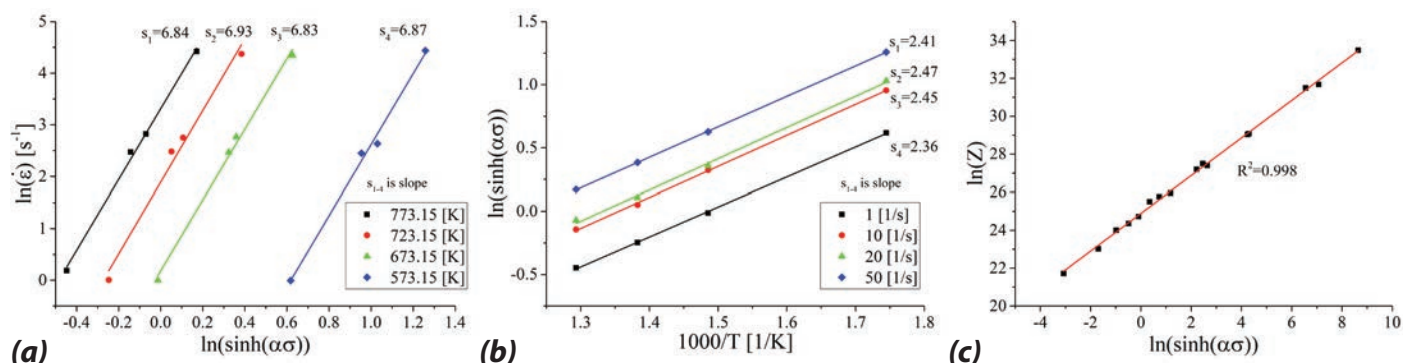
ahol, ρ_0 a kezdeti diszlokációsűrűség. Kihasználva a $\sigma = \alpha\mu b\sqrt{\rho}$ Taylor összefüggést [12] ahol az α paraméter egy geometriai állandó, a μ nyírási modulus és a b vizsgált anyagra jellemző Burgers-vektor nagysága. Az alakváltozás feszültség összefüggés Laasraoui és Jonas szerint [13]:

$$\sigma_y = \sqrt{\left[\sigma_{sat}^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_{sat}^2) \exp(-\Omega\varphi) \right]} \quad (10)$$

ahol σ_0 – a folyáshatár és σ_{sat} – a telítési feszültséget ($\varepsilon \rightarrow \infty$ esetén).

Az alumínium és más fémek melegalakítás közbeni feszültség és alakváltozási sebesség összefüggésének a leírására szolgáló konstitutív egyenletek Arrhenius féle formalizmusát széles körben használják:

$$\dot{\epsilon} = A \left(\sinh(\alpha\sigma_s) \right)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (11)$$



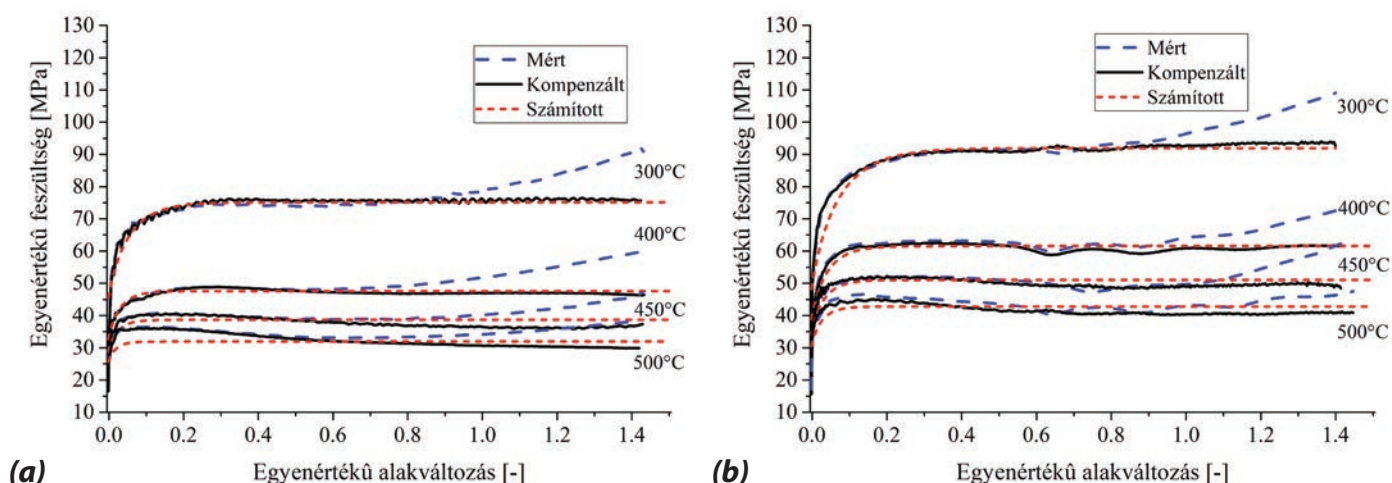
5. ábra. Összefüggés: (a) $\ln \dot{\epsilon}$ és $\ln(\sinh(\alpha \sigma_{sat}))$, (b) $\ln(\sinh(\alpha \sigma_{sat}))$ és $1/T$, valamint (c) $\ln Z$ és $\ln(\sinh(\alpha \sigma_{sat}))$ között

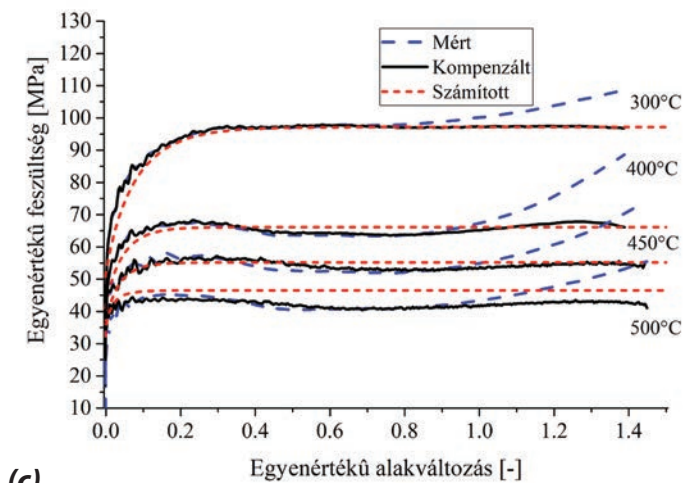
ahol σ_s – a feszültség, $\dot{\epsilon}$ – az alakítási sebesség, T – a hőmérséklet, A, n, α – anyagi paraméterek, R – az univerzális gázállandó, Q – az aktiválási energia és Z – a Zener-Hollomon paraméter. A (11) összefüggés átrendezett alakjának természetes alapú logaritmalása után az n és α paraméter meghatározható. Amennyiben a kihasználjuk a ($\sigma_s = \sigma_{sat}$) feltételt és ábrázoljuk az $\ln \dot{\epsilon}$ az $\ln(\sinh(\alpha \sigma_{sat}))$ függvényében különböző hőmérsékleteken, mely görbék meredeksége a keresett n paraméter szolgáltatja, oly módon, hogy az ismeretlen α értékét úgy változtatjuk, hogy az ábrázolt görbék meredeksége (5. a) ábra) a legkisebb eltérést mutassa [14]. Az ily módon meghatározott anyagi paraméterek $\alpha = 0,018 \text{ MPa}^{-1}$, míg $n=6,87$. Ezután, ha az $\dot{\epsilon}$ -ot állandónak tekintjük, akkor lineáris összefüggést találunk a $\ln(\sinh(\alpha \sigma_{sat}))$ és az $1/T$ között (5. b) ábra), így megkaphatjuk az aktiválási energia értékét ($Q=138 \text{ kJ/mol}$), felhasználva az n és az R értékét, a vizsgált alumínium ötvözet esetén. A még hiányzó A paraméter meghatározásához az $\ln Z$ ábrázoljuk az $\ln(\sinh(\alpha \sigma_{sat}))$ függvényében, ahol függőlegestengelymetszete adja (5. c) ábra) a keresett értéket, így: $\ln A = 24,89 \text{ 1/s}$. A (9)-es összefüggésből kifejezhetjük a dinamikus megújulás együtthatóját (Ω), felhasználva a méré-

si adatpontjainkat, felírhatjuk a Ω Zener-Hollomon paramétertől való függését. Emellett felhasználva mért $\ln \sigma_0$ valamint felhasználva az $\ln Z$ -t értékeket, meghatározhatjuk a folyáshatár Zener-Hollomon paraméterrel való kapcsolatát az adott ötvözetre, mely az alábbi módon adódott:

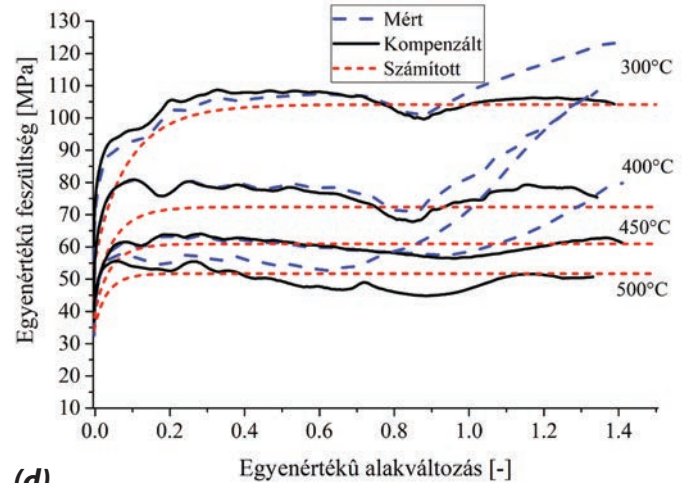
$$\Omega = 750.97 Z^{-0.129}, \sigma_0 = 5.08 Z^{0.077} \quad (12)$$

Az előző pontban lépésről lépésre bemutattam azokat a technikákat, amelyek szükségesek ahhoz, hogy a zömítő vizsgálattal rögzített alakítási ellenállás görbéinkből megkapjuk a tényleges alakítási szilárdság görbéinket. A 6. ábrán különböző hőmérsékleten és alakváltozási sebesség mellett elvégzett meleg zömítő vizsgálatok segítségével meghatározott valódi feszültség-valódi alakváltozás görbék láthatóak. Az ábra jól szemlélteti a korrekció fontosságát és a fentiekben bemutatott konstitutív egyenletek alkalmazhatóságát. A választott konstitutív egyenlet relatív hibája a teljes vizsgált tartományon 8,71%, ami a kompenzációs módszertan és az alkalmazott leírásmód jóságát tükrözi. Az eredmények azt mutatják, hogy a meghatározott konstitutív egyenlet felhasználható a melegen hengerelési folyamat véges elemes szimulációjában.





(c)



(d)

6. ábra. Alakítási szilárdság görbék különböző alakítási sebességek mellett:
 (a) $\dot{\epsilon}=1$ [1/s], (b) $\dot{\epsilon}=10$ [1/s], (c) $\dot{\epsilon}=20$ [1/s], (d) $\dot{\epsilon}=50$ [1/s] különböző hőmérsékleteken

4. Összegzés

A képlékenyalakítás segítségével előállított termékek mechanikai és egyéb tulajdonságait tovább javíthatjuk, az alakítástechnológia tudatos megtervezése segítségével. Itt kerülnek előtérbe a technológiatervezést segítő szimulációs eszközök, szoftverek. Ahhoz, hogy képesek legyünk a valóságot minél jobban megközelítő szimulációkat készíteni szükséges az, hogy a szoftverek bemenő paraméterei minél jobban közelítsék a valóságot. Ehhez mindenekelőtt ismernünk kell az alakítás során az anyagban lejátszódó mikroszerkezeti folyamatok működési elveit. Meleg zömítő vizsgálatok során az EN AW 8006 alumínium ötvözetből kimunkált hengeres próbákat alakítottunk egy Gleeble 3800 termo-mechanikus szimulátoron. A megfelelő kenés, grafit spray, alkalmazásával oldottuk meg, ennek ellenére a homogénizált állapotú hengeres próbatestek zömítésekor hordósodás így is fellépett. A kapott alakítási ellenállás görbéinket súrlódás szempontjából az Avitzur módszerrel korrigáltuk, majd ezután az alakítás közbeni intenzív hőfejlődés hatását is figyelembe vettük. Meghatároztuk az ötvözet aktiválási energiáját: $Q=138$ kJ/mol.

A metallográfiai vizsgálatok eredményeiből azt állapítottuk meg, hogy a vizsgált hőmérsékleti és alakváltozási sebesség tartományban a dinamikus megújulás a meghatározó lágyulásért felelős folyamat. Ennek megfelelően felírtuk az ötvözet konstitutív egyenleteit a Laasraoui és Jonas által publikált, a dinamikus megújulást leíró alakváltozás-feszültség összefüggés szerint. A kapott eredményeket későbbi numerikus szimulációkhoz kívánjuk felhasználni.

Irodalom:

- [1] Mikó, T., Barkóczy, P.: Determination of the Onset of the Dynamic Recrystallization of a 7075 Al Alloy, *Materials Science Forum* (2013) 752:105-114.
- [2] Ponge, G. G. P.: Dynamic recrystallization in High Purity Aluminum, *Scripta Materialia* (1997) 37:1769-1775.
- [3] Hegyes, T., Barkóczy, P.: The effect of homogenization on the annealing of Al-1,5% Mn aluminum alloy. *Anyagmérnöki Tudományok* (2013) 38/1:129-135.
- [4] Humphreys, F.J., Hatherly, M.: Recrystallization and related annealing phenomena. 2nd ed. Oxford: Elsevier; 2004.
- [5] Sakai, T., Jonas, J.J.: Plastic deformation: role of recovery and recrystallization, *Encyclopedia of materials: science and technology* (2001) 7: 7079-7084.
- [6] Vo, P., Jahazi, M., Yue, S., Bocher, P.: Flow stress prediction during hot working of near- α titanium alloys, *Materials Science and Engineering: A* (2007) 447:99-110.
- [7] Ebrahimi, R., Najafizadeh, A.: A new method for evaluation of friction in bulk metal forming, *Journal of Materials Processing Technology* (2004), 152/2, 20:136-143.
- [8] Charpentier, P.L., Stone, B.C., Ernst, S.C.: Characterization and modeling of the high temperature flow behavior of aluminum alloy 2024, *Metallurgical Transactions A* (1986) 17/12:2227-2237.
- [9] Guo, Z., Saunders, N., Miodownik A.P., Schillé, J.P.: Hot deformation of aluminum alloys, Sente Software Ltd., 2016.
- [10] Guo, Z., Saunders N., Schillé J.P.: Age hardening of aluminum alloys, Sente Software Ltd., 2018.
- [11] Xiao, G., Yang, Q., Li, L.: Constitutive analysis of 6013 aluminum alloy in hot plane strain compression process considering deformation heating integrated with heat transfer, *Metals and Materials International* (2016) 22:58-68.
- [12] HKDHB and RWKH, Preface to the Third Edition, In *Steels* (Third Edition), edited by H.K.D.H. Bhadeshia and Sir Robert Honeycombe, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2006.
- [13] Laasraoui, A., Jonas, J.J.: Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates. *Metall Mater Trans A* (1991) 22:1545-58.
- [14] Uvira, J.L. and Jonas, J.J.: *Trans. Metall. Soc. "Hot compression of Armco iron and silicon steel"*, AIME, (1968) 242:1619-1626.