

Meleghengerlés közben lejátszódó (a melegen hengerelt szalag tulajdonságait befolyásoló) folyamatok kutatása Gleeble 3800 szimulátor alkalmazásával

Előkészület a HSMM szoftverhez való csatlakozáshoz

A dolgozat két esettanulmány segítségével mutatja be a fizikai szimulációnak a műszaki fejlesztésben betöltött szerepét. A két eset a műszaki/technológiai fejlesztés két lehetséges változatát képviseli.

A melegen hengerelt mikroötvözött csőacél szalag mechanikai tulajdonságainak javítását az alapanyag összetételének megváltoztatásával, míg a melegen hengerelt ötvözetben a szélesszalag szövetszerkezetének kedvezőbbé tételét a technológiai paraméterek változtatásával lehetett elérni. A HSLA acél és az ötvözetlen alumíniumötvözet meleghengerlési technológiájának módosításakor a fizikai szimulációból származó információkra támaszkodtunk, amelyeket egy Gleeble 3800 típusú termomechanikus szimulátoron hajtottunk végre.

1. A kristályregenerációs folyamatok előrehaladásának vizsgálata meleghengerlés során

1.1. A HSMM szoftver bemutatása

Az Amerikai Vas- és Acélintézet (American Iron and Steel Institute = AISI) az Egyesült Államok Energia Minisztériumával (U.S. Department of Energy = DOE) közösen támogatta a szélesszalag meleghengerművek számára készülő mechanikai tulajdonságmodell kifejlesztését.

Az így elkészült Szélesszalag Meleghengermű Modell (Hot Strip Mill Model = HSMM) 6.3-as verziója lehetővé teszi azt, hogy a felhasználók könnyedén beállítsák a saját hengerműi konfigurációkat, szimulálják a hengermű szűréstervet és kalibrálják a modellt különböző acélminőségek esetén. A hevítő kemencéből történő kiszedéstől elindulva, a modell szimulálja az előnyújtó hengerállványokat (reverzáló és folyamatos sor) a hő kiegyenlítő berendezést (coil-box és különféle árnyékolók), a készsori áll-

ványokat (tandem és Steckel állványok), a kifutó görgősört és a hengermű kiadó oldalát. A HSMM fizikai modellek sorozatát használja ahhoz, hogy a meleghengerműben feldolgozott acél termomechanikai és mikro szerkezeti alakulását kiszámítsa, és előre jelezze annak végleges mechanikai tulajdonságait és szövetszerkezetét.

A szoftver egyik beépített modulja, a mikroszerkezeti modell kiszámítja az ausztenit újrakristályosodásának, szemcsenövekedésének, a kiválási jelenségeknek, és a fázisátalakulásnak a késztermék mechanikai tulajdonságaira (folyáshatár, szakítószilárdság, nyúlás) és szövetszerkezetre gyakorolt hatását. A másik, a termomechanikai modell számításai lefedik a hengerlés minden egyes szakaszát, kezdve attól, hogy a bugát kiveszik a hevítő kemencéből, egészen addig, míg a készterméket felcsévélik a csévéelőben vagy továbbítják a hűtőpadra. Az említett számítások a következőket takarják:

- idők és sebességek anyagtovábbítás és hengerlés közben,

Bereczki Péter a BME Közlekedésmérnöki Karán végzett 2010-ben gépészmérnök szakon Jelenleg ösztöndíjas doktórandsz hallgatóként ultrafinom- és nanoszemcsés, tömbi ötvözetek fejlesztésével foglalkozik. A Dunaújvárosi Regionális Anyagtudományi és Technológiai Tudásközpontnál tudományos segédmunkatársként a Gleeble 3800-as termomechanikus szimulátorral végez különböző technológiai szimulációkat és anyagvizsgálatokat, valamint többtengelyű kovácsolási szimulációkat.

Józsa Róbert okleveles kohómérnök 1981-ben szerzett diplomát, majd 1982-ben minőségügyi mérnöki, 2005-ben pedig közgazdász szakmérnöki képesítést szerzett. 1981 óta dolgozik az ISD Duna-

ferr Zrt. Technológiai Igazgatóságán, technológiai osztályvezető, termelési osztályvezető, vezetőtechnológus, főmetallurgus munkakörben, jelenleg pedig technológiai vezetőmérnökként tevékenykedik. Főbb feladatai közé tartozik a technológiai folyamatok kontrollálása, a technológiafejlesztés, a minőségfejlesztés és a vevőkapcsolatok kezelése.

Portász Attila okleveles kohómérnök képlékenyalakító szakirányon szerzett diplomát 2009-ben. 2003 óta dolgozik az ISD Duna-ferr Zrt.-nél. 2007-től a Technológiai Igazgatóságon technológiafejlesztési főmunkatárs. Fő szakterülete az acéllemezek hidegalakíthatósága, a gyengén ötvözött, nagy szilárdságú acéllemezek meleghengerlési

technológiája és ötvözesi koncepciója.

Fehér Jánosné dr. (sz. Rédei Kornélia) okleveles kohómérnök az NME Kohómérnöki Kar Fém-tani ágazatán szerzett diplomát 1982-ben, doktori disszertációját 1990-ben védte meg. 1996 óta dolgozik az Alcoa-Köfém Kft.-ben. Jelenleg a Hengermű és Öntöde vezető metallurgusa, és a termék- és folyamatfejlesztések mellett a gyáregység területén működő kémiai, metallurgiai és mechanika laborok tevékenységét is irányítja.

Virág János okleveles kohómérnök alaktástechnológiai szakon szerzett diplomát 1978-ban. 1981 óta dolgozik az Alcoa-Köfém Kft. Hengerművében. Jelenleg termék-, technológia- és minőségfejlesztéssel foglalkozik.

- az anyag hőmérsékletének alakulása,
- hengerrés paraméterek: folyási feszültség, alakváltozás, alakváltozási sebesség, hengrelési erő,
- motornyomatékok, teljesítmények és terhelési arányok,
- termelési mutatók.

A hőmérséklet és az alakváltozás modelleket összekapcsolva a HSMM egyik fő célja az, hogy a mikroszerkezet (és az ebből következő mechanikai tulajdonságok) alakulását pontosan előre jelezze az acélok meleghengelése esetében.

1.2. A Gleeble 3800 szimulátor bemutatása

Ahhoz, hogy a HSMM szoftver modellezni tudja a meleghengeléskor lejátszódó folyamatokat az egyes acélminőségek esetében, meg kell adni anyagjellemzőket.

A kémiai összetételén és a fizikai jellemzőkön (fajhő, hővezetési tényező, hőtágulás, sűrűsége és emisszió) túl meg kell határozni számos, a mikroszerkezet változását leíró konstitutív anyagegyenletet.

A konstitutív anyagegyenletek ezakt megadásához az adott anyagminőségen olyan konkrét melegalítási kísérleteket kell végezni, melyek a meleghengelés során kialakuló alakváltozási- és feszültségállapotot megközelítik, valamint a hőmérsékletvezetés, az egyes alakítások mértéke és sebessége pontosan szabályozható. Továbbá az alakítási folyamat egyes paraméterei (anyaghőmérséklet, deformáció, alakítási erő) mérhetőek annak érdekében, hogy az anyagban bekövetkezett mikroszerkezeti változásokat kvantitatív módon jellemeznünk tudjuk. Ilyen kísérleteket leggyakrabban Gleeble termomechanikus szimulátorral végeznek. A Hydrawedge egységgel felszerelt szimulátor képes többlépcsős meleghengelés szimulációt végrehajtani Ford-féle ékbenyomó próbán a termikus és a mechanikai viszonyok előbbiekben meghatározott pontos szabályozása mellett.

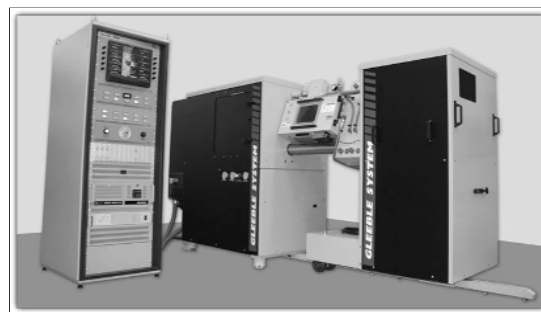
Az 1. ábrán látható Gleeble 3800 egy teljesen integrált, digitális, zárt szabályozó rendszerekkel rendelkező termomechanikus szimulátor, mely különböző gyártási folyamatok

fizikai szimulációjára, termomechanikus kezelésekre és anyagvizsgálókatra egyaránt alkalmas. A berendezés két fő része a termikus rendszer és a mechanikai rendszer, melyeket a főegység és az ahhoz csatlakoztatott, a szükséges vizsgálathoz célszerűen választott MCU (MCU=Mobile Conversion Unit, azaz „mobil átalakító egység”) együttese alkotja. Az említett két rendszer működtetéséhez szükséges további egységek:

- a mechanikai rendszerhez tartozó pneumatikus dugattyú táplálását végző kompresszor,
- a hidraulikus dugattyú meghajtását biztosító rendszer,
- a hőelvezetésért felelős hűtőegység,
- a légritka vizsgálati teret létrehozó vákuum-egység.

A szimulátor vezérlését és szabályozását a vezérlő számítógép végzi. A vezérlés egy Windows-alapú szoftverben, a Quiksim-ben készített programok segítségével történik.

A programok által lehetőség van számos vezérlési módra, így például az elmozdulás, az erő, az opcionálisan felszerelhető nyúlásmérő, a valódi és mérnöki feszültség illetve alakváltozás, valamint a hőmérséklet alapján történő vezérlésre. Továbbá a mechanikai rendszer lehetővé teszi az említett vezérlési módok közötti váltást a szimuláció alatt, mely lehetőség biztosítja a termomechanikus folyamatok szimulációjához szükséges rugalmasságot. A különböző mérőrendszerek, mint például az elmozdulás érzékelők, az erőmérő cellák, vagy az opcionális érintésmentes lézeres nyúlásmérő által mért, és a



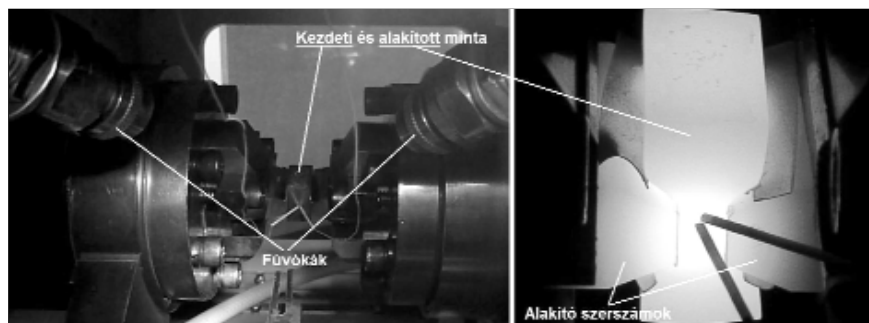
■ 1. ábra. Gleeble 3800 termomechanikus szimulátor

vezérlő számítógép perifériáinak csatlakoztatott kártyák segítségével feldolgozott értékek pedig a szimuláció szabályozását teszik lehetővé, elősegítve mechanikai vizsgálati program pontos végrehajtását és reprodukálhatóságát. A mérőrendszerek által mért mennyiségek mintavételezési gyakoriságát szintén a programban állíthatjuk be, a szimuláció egyes szakaszaiban külön-külön is. Ennek maximális értéke 20000 Hz.

A teszt végeztével a gyűjtött adatok OriginTM szoftverbe egyszerűen betölthetők, majd a szükség szerint kiválasztott adathalmazokból grafikonok készíthetők a vizsgálat kiértékeléséhez.

1.2.1. A termikus rendszer

A Gleeble 3800-as szimulátor termikus rendszerében a mintát ellenállásfűtéssel hevítjük a kívánt hőmérsékletre, akár 10000 °C/s sebességgel. A mért és programozott módon mintavételezett hőmérsékletértékek segítségével szabályozható a minta hőmérséklete, így állandósult egyensúlyi hőmérséklet biztosítható. Továbbá tetszés szerinti hőmérséklet profil is megvalósítható. A mintadarab felületi hőmérséklete négy helyen mérhető, melyek mindegyikére különböző típusú (E, K, R, S, B) termo-



■ 2. ábra. Többlépcsős, nagysebességű meleghengelés szimuláció

elem-pár vagy pirométer csatlakoztatható, attól függően, hogy milyen hőmérséklettartományban illetve milyen közegben (vákuumban vagy védőgázban) kívánjuk végezni a szimulációt. A termoelemek a minta felületén hegesztéssel rögzítendők, melyet a Gleeble rendszerhez tartozó hegesztő berendezésen végzünk. Lehetőségünk van a minták szabályozott hűtésére is. Ennek eszköze egyrészt az alakító szerszámok, vagy befogópofák belső hűtése, másrészt a nagyobb hűtési sebességek, akár 10 000 °C/s elérésére különböző gyors-hűtő egységek. Ezek levegőnyomással juttatnak vizet a furattal ellátott próbatestek belsejébe, vagy a tömör minták felületére.

1.2.2. A mechanikus rendszer

A Gleeble 3800 mechanikai rendszerre teljesen integrált szervohidraulikus rendszer, mely akár 20 tonna statikus nyomóerőt, vagy 10 tonna húzóerőt is képes kifejteni. Az elmozdulás sebessége maximum 2000 mm/s lehet.

A mechanikus rendszer tartalmaz egy kétdugattyús pneumatikus egységet is, mely a hidraulikus rendszertől függetlenül képes mozgatni az alakítást végző pofákat.

Egyik feladata, hogy a síkbeli alakváltozást létrehozó, a meglehengerlést szimuláló vizsgálatoknál felfűtés alatt és az alakítások között, a minta

és a pofák közötti megfelelő kontakthoz szükséges előfeszítést biztosítsa.

1.2.3. Többlépcsős, nagysebességű meglehengerlés szimulációja

A 2. ábrán látható, ék alakú nyomópofákkal, hasáb mintán létrehozott, síkbeli alakváltozást eredményező vizsgálat széles körben alkalmazott a meglehengerlés szimulálására. Ebben az esetben az alakító erők komponensei, az alakváltozás és a termikus viszonyok alakulása nagymértékben megegyezik a hengerlésnél tapasztaltakkal.

A meglehengerlés szimulációjához általában az első szűraskor nagymértékű és kis sebességű alakításra, míg a további szűraskorok kisebb mértékű, de nagyobb sebességű alakításokra van szükség. A szimuláció pontos végrehajtásához a nagy alakváltozási sebesség mellett szükség van a programozott alakváltozás egyeztelt kivitelezésére is. A hagyományos szervohidraulikus hajtásoknál a szelepek nagy válaszüzeje miatt, ha nem csökkentik az alakítás végén a nyomófej sebességét, akkor a pofák túlfutnak. Ellenkező esetben pedig az alakváltozási sebesség nem lesz megfelelő az alakítás végén.

Annak érdekében, hogy a Gleeble 3800 szervohidraulikus rendszerével ezek a követelmények megvalósíthatók legyenek egy különleges, Hydra-

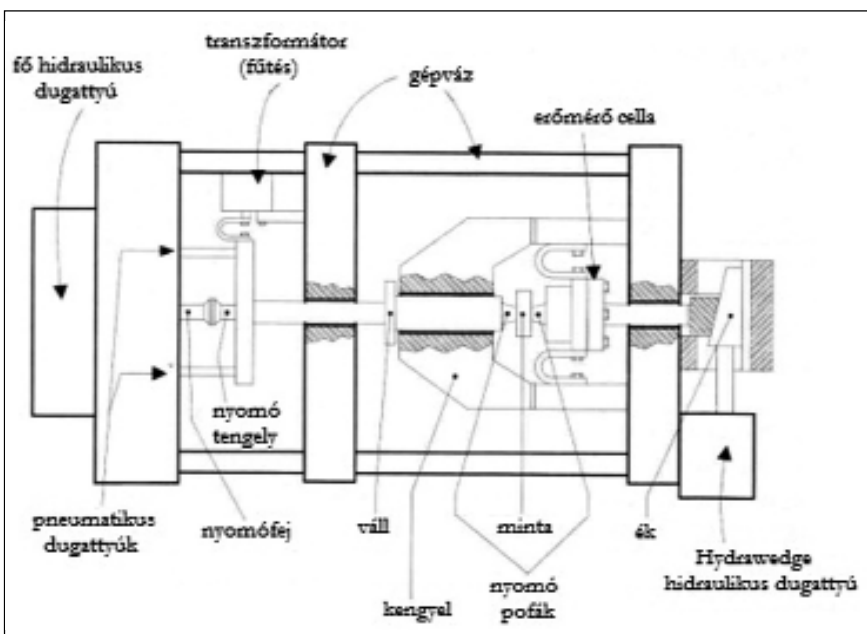
wedge nevű alakítást segítő eszköz (MCU-t) alkalmazunk. A főegység és a Hydrawedge által megvalósított rendszer sematikus vázlatát a 3. ábrán látható. A szervohidraulikus hajtással működtetett nyomófejvel szinkronban mozgó Hydrawedge egység tengelye rugalmas mechanikai ütközőként működik, mely lehetővé teszi az elsődleges hidraulikus nyomófej megállítását egy nagy merevségű, rögzített kengyelnek való ütközéssel. Így az alakváltozási sebesség állandó értéken tartható a deformáció alatt. Az alakváltozás mértékének pontos szabályozására pedig a Hydrawedge szervohidraulikus rendszerét használják, mely a mintát mozgatja az alakítások között, így beállítható a következő szűraskor programozott pontos alakváltozás, hiszen fő hidraulikus nyomófej mindig ugyanott fog megállni.

2. A kristályregenerációs folyamatok vizsgálata az acélok ausztenites állapotában, az előnyújtás hatása az ausztenites szövetszerkezet alakulására meglehengerléskor

Acélok meglehengerlése közben, ausztenites állapotban az alakítások és a termikus viszonyok hatására kialakuló szövetszerkezet kvantitatív és kvalitatív jellemzéséhez, illetve ahhoz, hogy a HSMM szoftver mikro szerkezeti moduljának működéséhez szükséges konstitutív anyagegyenletek meghatározásához mérési eljárásokat dolgozzunk ki, egy mikroötvezött acélminőség meglehengerlésének szűrastervét optimalizáltuk ipari megbízás keretében.

A projekt részeként az ausztenit újrakristályosodásának előrehaladását vizsgáltuk és mennyiségileg is jellemeztük.

A mikroötvezött acélok meglehengerlésekor termomechanikus hengerlést alkalmaznak egy-, vagy kétlépcsős gyorsított hűtéssel kiegészítve. Ezzel a technológiával elérhető a bénites – tús vagy poligonális ferrites szövetszerkezet a késztermékben. A kívánt szövetszerkezet eléréséhez az előnyújtóból kilépő lemezek teljes keresztmetszetében újrakristályosodott, közel azonos méretű poligonális ausztenitet kell tartalmaznia. Az ausztenit újrakristályosodása lejárt-



■ 3. ábra. A főegység és a Hydrawedge által megvalósított rendszer sematikus vázlatát

szódásának helyét tekintve lehet dinamikus az alakítás alatt, illetve a következő szűrésig eltelt közidőben a dinamikus rekristallizáció előrehaladása révén metadinamikusan, valamint a szűrés közben a tárolt energia és a termikus aktiváció eredményeként statikus. A dinamikus és ezáltal a metadinamikusan újrakristályosodást az oldott molibdén, vanádium és bór is jelentősen gátolja. Az oldott molibdén és nióbbium szinergikus hatása révén a statikus rekristallizáció is jelentősen gátolt a mikroötvözött acélokban. Ezen minőségeknél, így az X80 szilárdsági szintű acélnál is lényegesen nehezebb elérni a kívánt, teljes keresztmetszetben újrakristályosodott szövetszerkezetet az előlemezben, mint az ötvözetlen acélok esetén.

Az előbbiekben kifejtett irányelvek alapján szükséges vizsgálni a kész-sorba belépő előlemez ausztenitjének mikroszerkezetét, átlagos szemcseméretét, a szemcsék alakját és az ausztenit újrakristályosodásának mértékét az előnyújtó szűrőszerv szimulálásával.

Az előnyújtás külön fizikai szimulációja azért is szükséges, mert a többlépcsős meleghengerlés-szimulációhoz alkalmazott próbatétel 10 mm-es vastagsága nem elegendő a teljes hengerlési folyamat reprodukálásához.

A minták előkészítése:

Az öntött bugákat újrahevítettük 1200 °C-ra, majd egymellel, 7-szeres átkovacsolással ~12 mm vastagsá-

gúra nyújtottuk egy két-állványos szabadon alakító légalapácson azért, hogy az öntött (primer) szövetre jellemző durva dendritok összetöredezzenek. Az elkészült kovácsdarabokból munkáltuk ki a fizikai szimulációhoz szükséges 10×15×20 mm-es hasáb próbatesteket, amelyeket indukciós laboratóriumi kemencében hőkezeltünk; 1200 °C-ra hevítve 1 °C/s fűtési sebességgel, majd hűtve 10 percig. Ezzel reprodukáltuk a meleghenger-sori tolokemencén áthaladó bugák újrahevítési körülményeit. A hűtést követően jeges vízben leedzettük a mintákat, hogy a homogenizálás alatt oldatba vitt mikroötvözők karbidjai ne válhassanak ki.

A továbbiakban a fizikai szimuláció programozásához szükséges adatokat határozzuk meg.

2.1. A szűrési közidők számítása

Az egyes alakítások között eltelt időtartam, azaz a szűrési közidő alatt játszódik le a statikus újrakristályosodás, melynek jelentős szerepe van az ausztenit szemcsealakjának és méretének alakulásában az előnyújtás előrehaladása során.

Ehhez első lépésben szükségünk van az ISD Dunafer Zrt. Meleghenger-művében működő előnyújtó állványcsoport és a coil-box bizonyos, a szűrési közidők számításához

1. táblázat. Az előnyújtás szimulációjához szükséges paraméterek

| | | |
|---|----------------|------|
| buga méretei | vastagság (mm) | 230 |
| | szélesség (mm) | 1305 |
| | hosszúság (mm) | 7400 |
| a buga gyorsulása/lassulása (m/s ²) | | 2,0 |
| a coil-box csévévelési sebessége (m/s) | | 3,2 |
| a coil-box előtti várakoztatás időtartama (s) | | 20 |
| az előlemez coil-boxban töltött ideje (s) | | 10 |

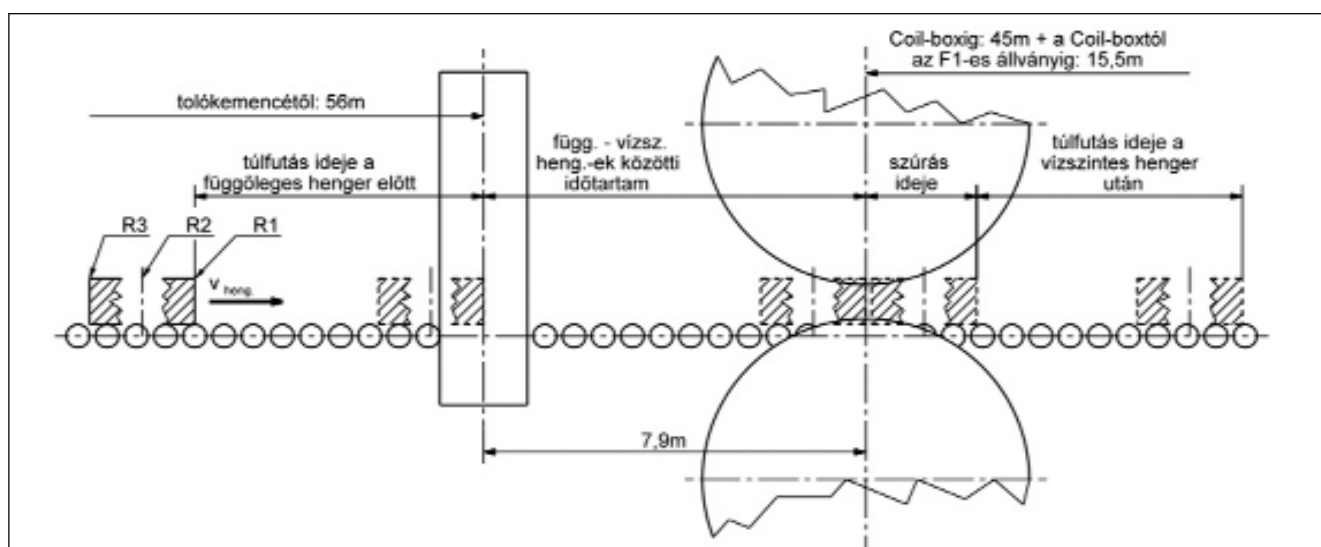
szükséges jellemző méreteire. Továbbá a buga mozgásának kinetikai leírásához szükségesek az előnyújtás és a csévévelés folyamatának egyes sebességi és időbeni paraméterei, valamint a buga geometriai méretei. Ezeket az adatokat az 1. táblázat tartalmazza.

A szűrési közidőket az előlemez egyes referenciapontjaira számítottuk ki:

- R1: a hengerlés alatt az előlemez haladási irányában, annak eleje,
- R2: az előlemez közepe,
- R3: az előlemez vége.

A 4. ábra szemlélteti az előlemez azon kitértetett pozícióit, melyek között eltelt időtartamokból a lemez egyes referenciapontjaira számíthatók a szűrési közidők, valamint a tolokemencétől egészen a készsorig azokat a távolságadatokat, melyekből számíthatók a szimuláció programozásához szükséges egyéb időtartamok. Az alábbi ábrán az „R1” referenciapontra ábrázoltuk az említett időtartamokat.

A 2. táblázat tartalmazza az X80-as acélminőség hengerléséhez beve-



■ 4. ábra. Az előnyújtó sematikus rajza

2. táblázat. Az X80-as acélminőség előnyújtói szűréstervének beállítási értékei

| Szűrészám (l) | Vízszintes henger fordulatszáma az i-edik szűrásban(1/min) | Hengerlési sebesség (m/min) | Függőleges hengerrés (mm) | Vízszintes hengerrés (mm) | Előlemez hossza (mm) |
|---------------|--|-----------------------------|---------------------------|---------------------------|----------------------|
| 1. | 41 | 152,25 | 1291,0 | 211,4 | 8138,4 |
| 2. | 37 | 137,39 | 1346,0 | 184,9 | 8924,6 |
| 3. | 39 | 144,82 | 1346,0 | 157,8 | 10457,3 |
| 4. | 42 | 155,96 | 1265,0 | 133,4 | 13162,1 |
| 5. | 43 | 159,67 | 1243,0 | 120,8 | 14792,2 |
| 6. | 45 | 167,10 | 1243,0 | 98,8 | 18086,0 |
| 7. | 45 | 167,10 | 1242,0 | 80,3 | 22270,7 |
| 8. | 44 | 163,39 | 1248,0 | 63,0 | 28249,8 |
| 9. | 57 | 211,66 | 1247,0 | 51,1 | 34856,4 |
| 10. | 53 | 196,81 | 1291,0 | 39,7 | 43336,4 |
| 11. | 51 | 189,38 | 1291,0 | 29,4 | 58518,9 |

zetni kívánt szűrésterv alapján alkalmazott hengerrés beállításokat és a henger fordulatszámaikat az egyes szűrásokban.

Ezen adatokból, a vízszintes henger 1182 mm-es átmérőjét felhasználva számítottuk a hengerlési sebesség értékeit az alábbi (1) összefüggéssel:

$$v_{heng.} = \frac{n \cdot D \cdot \pi}{1000} \quad (1)$$

ahol: n a vízszintes henger fordulatszáma az i-edik szűrásban (1/min)

D a vízszintes henger átmérője (mm)

Továbbá a feltételezve hogy az előlemez térfogata az előnyújtás teljes folyamata alatt nem változik, a buga kiinduló méreteiből számított a térfogatot állandónak tekintjük. Az egyes szűrásokban megadott vízszintes és függőleges hengerrések szorzatából számítható az előlemez keresztmetszete a szűrások után. A térfogat-állandóságot felhasználva adódik tehát az egyes szűrások után az előlemez hossza is.

Az 1. táblázat, a 4. ábra és a 2. táblázat értékeinek felhasználásával számítottuk a 3. táblázat szerint az egyes előnyújtói szűrások előtti közidőket. A számított értékek mozgásegyenletek eredményei a reverzáló

előnyújtó állványcsoport geometriai méreteiből és a szűréstervben alkalmazott paraméterekből számítva.

Az 5. ábra az előlemez különböző referenciapontjaira grafikonon ábrázolja az egyes szűrások előtti közidőket.

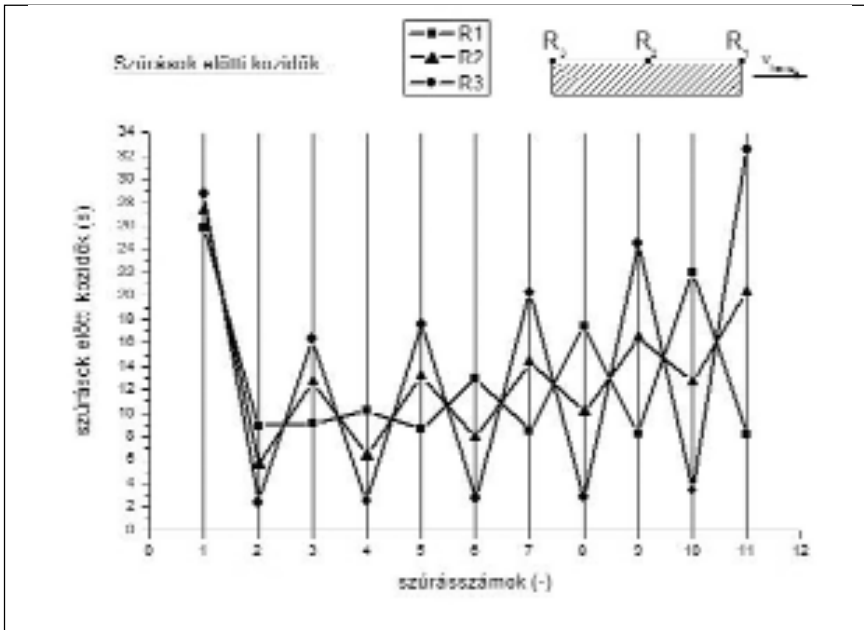
A közidők az egyes referenciapontok esetén ezen hengerpárral való érintkezések közötti időtartamot jelentik, ezért a páratlan szűrások előtti időközök nagyobbak, mint a páros szűrások előtt. Ennek eredményeképp lesz a közidők grafikonja fűrészfogszerű.

Megfigyelhető továbbá, hogy a közidők számítására használt elméleti mozgásegyenletek eredményeképp minden szűrásra igaz: a két lemezszélre (R_1 és R_3) számított közidők számtani közepe a lemezközépre (R_2) számított közidő. Az előnyújtás szimulációs programjában az R_2 referenciapontra számított közidőket használtuk, mivel azok középértékeket képviselnek, és reprezentálják a geometria aszimmetriásból eredő eltéréseket. Megemlíthető azonban, hogy a lemez végei felé haladva az egyes szűrások

3. táblázat. Szűrési közidők számítása

| Szűrészám | Túlfutási idő (s) (függőleges henger előtt) | Függ.-vízszint. hengerek közötti idő (s) | Vízszintes hengerlési idő (s) | Túlfutási idő (s) (vízszintes henger után) | Szűrások előtti közidő [t_{ki}] (s) | Szűrások előtti közidő [t_{ki}] (s) | Szűrások előtti közidő [t_{ki}] (s) | |
|---|---|--|-------------------------------|--|---|---|---|-------------------|
| 1. | 22,70 | 3,1 | 2,92 | 1,27 | 25,8 | 27,3 | 28,7 | |
| 2. | 1,14 | 3,4 | 3,55 | 1,14 | 8,9 | 5,6 | 2,4 | |
| 3. | 1,21 | 3,3 | 3,70 | 1,21 | 9,1 | 12,7 | 16,3 | |
| 4. | 1,30 | 3,0 | 4,02 | 1,30 | 10,2 | 6,4 | 2,5 | |
| 5. | 1,33 | 3,0 | 4,95 | 1,33 | 8,6 | 13,1 | 17,6 | |
| 6. | 1,39 | 2,8 | 5,31 | 1,39 | 13,0 | 7,9 | 2,7 | |
| 7. | 1,39 | 2,8 | 6,49 | 1,39 | 8,5 | 14,4 | 20,3 | |
| 8. | 1,36 | 2,9 | 8,18 | 1,36 | 17,4 | 10,1 | 2,8 | |
| 9. | 1,76 | 2,2 | 8,01 | 1,76 | 8,3 | 16,4 | 24,5 | |
| 10. | 1,64 | 2,4 | 10,63 | 1,64 | 22,0 | 12,7 | 3,4 | |
| 11. | 1,58 | 2,5 | 13,73 | 0,00 | 8,1 | 20,3 | 32,5 | |
| előnyújtó összidő (s): | | | | | 130,97 | $\Sigma 139,9$ | $\Sigma 146,9$ | $\Sigma 153,7$ |
| coil-box + készsori beadás összidő (s): | | | | | 53,45 | R_1 (buga eleje) | R_2 (buga közepe) | R_3 (buga vége) |
| kemencétől a készsorig (s): | | | | | 212,1 | | | |

(*megjegyzés: az 1. szűrésre számított „túlfutási idő a függőleges henger előtt” időérték a buga tolókemencéből való kivételéhez és az állványig való eljutásához szükséges összes időt jelenti)



■ 5. ábra. Szűrások előtti közidők

ISD Dunaferr Zrt.-től kapott információk, illetve konzultáció alapján a következők szerint készítettük el a szimulációt:

- a buga belépő hőmérséklete az előnyújtóba: 1150 °C, kilépő hőmérséklete: 1080 °C,
- alakítások között az előlemez hőmérsékletének csökkenése: $\Delta T=7$ °C,
- a coil-boxban ~1000 °C-on homogenizálódik az előlemez,
- a készsori beadási hőmérsékletek: 965, 990 és 1010 °C.

A 4. táblázat összegzi a fentiekben számított szimulációs paramétereket.

Az előzőleg kemencében hőkezelt mintákat (a hőkezelésről a későbbiekben) 10 °C/s sebességgel hevítettük a homogenizálási hőmérsékletre,

sok előtt jelentősen eltérnek a közidők, s így várhatóan a statikus rekrisztallizációval újrakristályosodott ausztenit részarányai is. A későbbiekben tehát érdemes lehet az előlemez további referenciapontjaira is szimulálni az előnyújtást, vizsgálva ezzel a készsorbába beadandó lemez ausztenitjének mikroszerkezeti inhomogenitását.

2.2. Az alakítási mértékek, az alakváltozási sebességek és az alakítási hőmérsékletek számítása

A Gleeble-el végzett fizikai szimuláció programozásához a szűrások alatt megvalósuló redukciókból logaritmikus síkalakváltozást (φ_i) kell számítani. Ezt a (2) egyenlet alapján számítottuk:

$$\varphi_i = \left| \frac{1}{0,866} * \ln\left(\frac{h_i}{h_{i-1}}\right) \right| \quad (2)$$

ahol: h_i az i -edik szűrásban beállított vízszintes hengerrés

h_{i-1} az $(i-1)$ -edik szűrás utáni lemezvastagság (vízszintes hengerrés)

Az alakváltozási sebességet a következő összefüggésekkel (3) számítottuk:

$$h_{ki} = \frac{h_i + h_{i-1}}{2}; \Delta h_i = h_{i-1} - h_i; l_{di} = \sqrt{R * \Delta h_i} \rightarrow \dot{\varphi} = \frac{\Delta h_i * v_{i,ker.}}{h_{ki} * l_{di}} \quad (3)$$

4. táblázat. A szimuláció további paraméterei

| Szűrőszám (i) | Alakítás mértéke (φ) | | Alakítás sebessége (1/s) | Alakítási hőmérsékletek (°C) |
|--------------------------------|--------------------------------|--|--------------------------|------------------------------|
| | Valódi alakváltozások (-) | 25%-kal csökkentett alakváltozások (-) | | |
| 1. | 0,10 | 0,08 | 1,442 | 1150 |
| 2. | 0,15 | 0,11 | 1,730 | 1143 |
| 3. | 0,18 | 0,14 | 2,133 | 1136 |
| 4. | 0,19 | 0,14 | 2,565 | 1129 |
| 5. | 0,11 | 0,08 | 2,162 | 1122 |
| 6. | 0,23 | 0,17 | 3,460 | 1115 |
| 7. | 0,24 | 0,18 | 3,891 | 1108 |
| 8. | 0,28 | 0,21 | 4,598 | 1101 |
| 9. | 0,24 | 0,18 | 6,204 | 1094 |
| 10. | 0,29 | 0,22 | 7,095 | 1087 |
| 11. | 0,35 | 0,26 | 8,528 | 1080 |
| $\Sigma\varphi$ | 2,36 | 1,77 | | |
| Ford-próba végvastagsága (mm): | 1,30 | 2,16 | | |

ahol: h_{ki} az i -edik szűrás közepes lemezvastagsága

Δh_i az i -edik szűrás alatti fogyás

l_{di} az i -edik szűrásban a nyomott ív hossza

R az alakító henger sugara

$v_{i,ker}$ az i -edik szűrásban a henger kerületi sebessége

Az alakítási hőmérsékletek és a hőmérsékletvezetés tekintetében az

1200 °C-ra, amely megegyezik a tolokemencéből kilépő buga hőmérsékletével. A program végén 350 nyomás alatt lévő vizet fecskendeztünk az 1000 °C-os mintára az ausztenites szövetszerkezet befagyasztásához azért, hogy maratás után az ausztenit krisztallitok szemcsehatairai láthatóvá váljanak. A 6. ábra egy megvalósított fizikai szimulációt és az alatt a minta felületén, a mérés alatt regisztrált hőmérsékletet, illetve az alakításokat azonosító feszültségcsúcsokat az idő függvényében mutatja.

2.3. Az előnyújtás fizikai szimulációjának értékelése

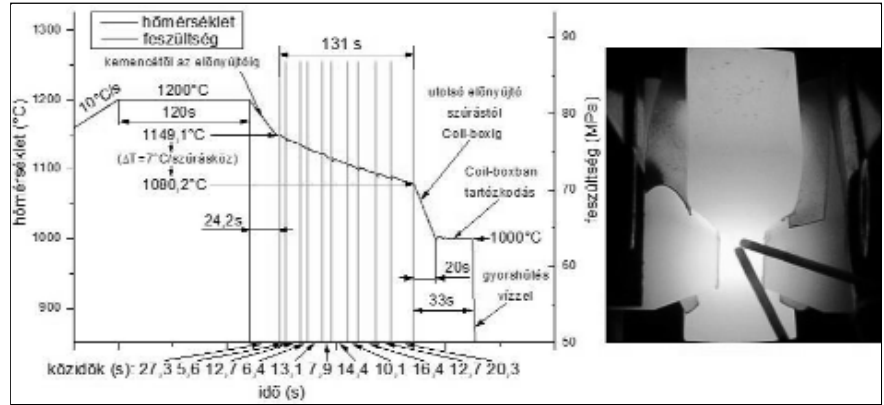
A szimulációt négy mintán végeztük el, két kiindulási összetételű (X80Mo0K1) és két növelt Mo-tartalmú (X80Mo2K1) próbatesten. A 7. ábra mutatja a mérések során regisztrált erő és pofa-elmozdulásokból számított feszültség-alakváltozás grafikonokat.

A grafikonokból az alábbi következtetések vonhatók le:

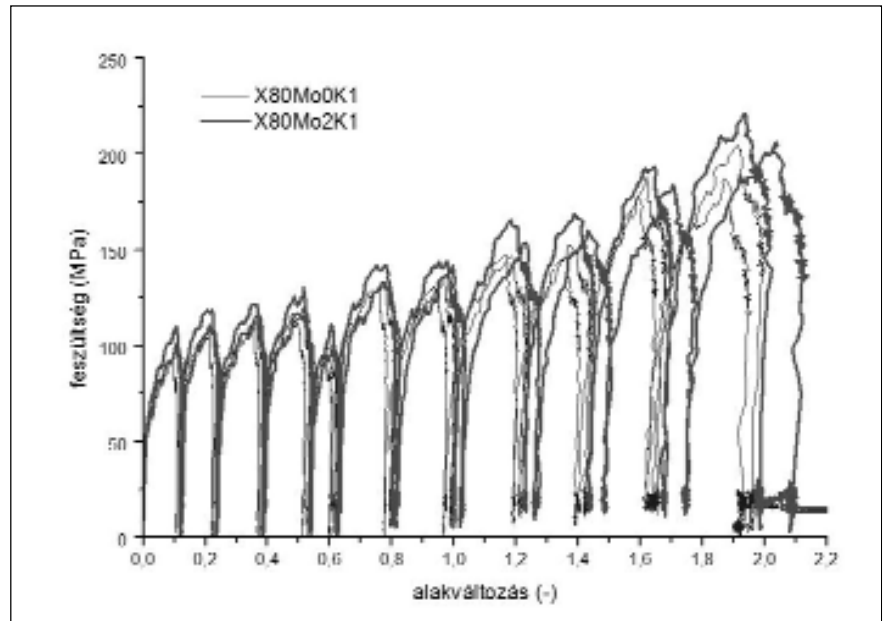
1. A két eltérő Mo-tartalmú ötvözet alakításakor nem tapasztalható jelentős különbség az alakítási ellenállások értékeiben. Ez arra enged következtetni, hogy az előnyújtás alatt a molibdén legnagyobb része szilárd oldat formájában van jelen az auszteniiben. Így a növelt Mo-tartalom nem okozott jelentős mértékű alakítási ellenállás növekedést.
2. A négy szimuláció valamennyi alakításának feszültséggörbéje keményedő jelleget mutat, azzal az eltéréssel, hogy a nagyobb alakítások befejező szakaszában megfigyelhető a feszültség állandósulása. E görbék kismértékű „plató” jelleget mutatnak.
3. Az egymást követő szűrésok feszültséggörbéit összehasonlítva az anyag jelentős mértékű lágyulása tapasztalható. Ebből következik, hogy az auszteniit az egyes alakítások között eltérő mértékben, de újrakristályosodik.
4. A 2. és a 3. pontok alapján állítható, hogy az auszteniit rekristallizáció domináns mechanizmusa a szűrés közben jelentkező statikus újrakristályosodás, melyet kismértékű dinamikus megújulás előz meg a nagyobb mértékű alakítások alatt.

Érdeemes megvizsgálni egy kiválasztott feszültséggörbét részletesebben, hogy mennyiségileg is becsülni tudjuk az újrakristályosodott auszteniit részarányát a minta alakított zónájában.

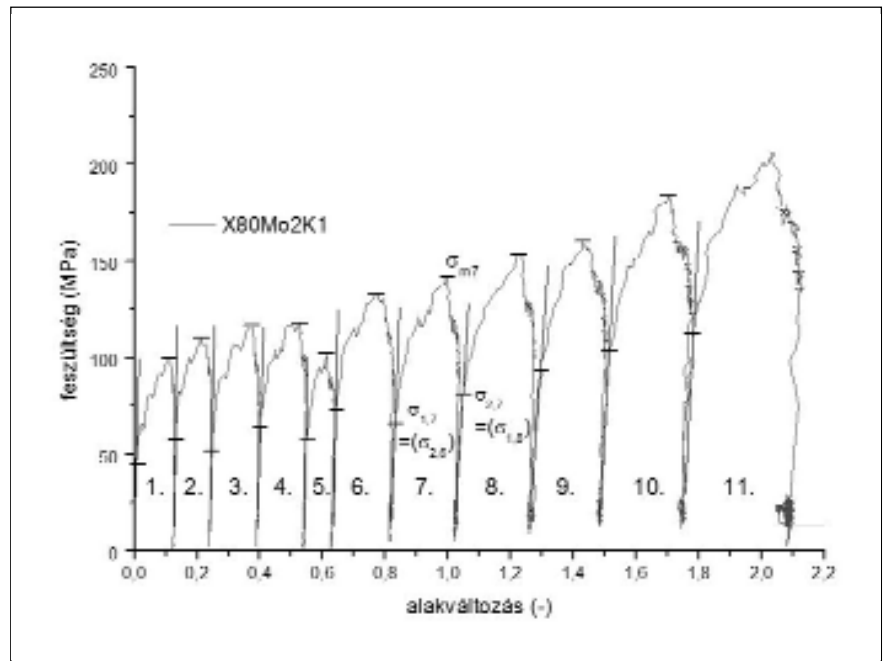
A vizsgálatok célja alapvetően a növelt Mo-tartalom hatásának vizsgálata a mikroszerkezetre és a mechanikai tulajdonságokra, ezért az egyik X80Mo2K1 minőségű mintának a feszültség-alakváltozás grafikonját vizsgáljuk a továbbiakban.



6. ábra. Az előnyújtás fizikai szimulációja és az alakítás folyamata



7. ábra. Feszültség-alakváltozás grafikonok



8. ábra. Az újrakristályosodott részarány számítása

Az ausztenit egyes szűrésok után statikusan újrakristályosodott részarányának számításához a 8. ábra szerinti ábrázolásnak megfelelően a folyásgörbék-ből meg kell határozni minden egyes görbéhez a 0,2%-os egyezményes, terheletlen állapotnak megfelelő folyáshatárt ($\sigma_{1,i}$ és $\sigma_{2,i}$), illetve a maximális feszültséget ($\sigma_{m,i}$). Az újrakristályosodott hányadot az egyes alakítások utáni lágyulás mértékéből lehet számítani a következő (4) összefüggéssel:

$$X_{i,stat} = \frac{\sigma_{m,i} - \sigma_{2,i}}{\sigma_{m,i} - \sigma_{1,i}} * 0,9 * 100\%$$

(4)

- ahol: $\sigma_{m,i}$ az i-edik alakításhoz tartozó maximális feszültség
 $\sigma_{1,i}$ az i-edik alakításhoz tartozó 0,2%-os folyáshatár
 $\sigma_{2,i}$ az (i+1)-edik alakításhoz tartozó 0,2%-os folyáshatár
 0,9 korrekciós tényező

A fenti ábrán látható, hogy a $\sigma_{1,7}$ és a $\sigma_{2,6}$ értékek ugyanazon feszültségértéket, a 7. szűréshez tartozó 0,2%-os folyáshatárt azonosítják. Ennek oka, hogy e folyáshatár ($\sigma_{2,6}$) adja meg a 6. szűrés utáni szűrés időközben újrakristályosodott ausztenit hányadot ($X_{6,stat}$) összehasonlítva a 6. szűrésben mért folyáshatárral $\sigma_{1,6}$ -del.

Továbbá a 7. szűréshez tartozó 0,2%-os folyáshatár szükséges a 7. szűrésben újrakristályosodott ausztenit hányadot ($X_{7,stat}$) számításához is, tehát külön indexekkel érdemes jelölni ugyanazt a feszültségértéket a két eltérő képletben.

5. táblázat. Újrakristályosodott részarányok

| Szűrés-szám (i) | $\sigma_{1,i}$ | $\sigma_{2,i}$ | $\sigma_{m,i}$ | Lágyulás mértéke | Újrakristályosodott részarány az i-edik szűrés követően (X_i) (%) | Alakítási hőmérsékletek (°C) |
|-----------------|----------------|----------------|----------------|------------------|---|------------------------------|
| 1. | 44,8 | 57,8 | 99,6 | 0,763 | 68,6% | 1150 |
| 2. | 57,8 | 51,8 | 109,5 | 1,116 | 100,4% | 1143 |
| 3. | 51,8 | 63,7 | 116,0 | 0,815 | 73,3% | 1136 |
| 4. | 63,7 | 57,3 | 117,4 | 1,119 | 100,7% | 1129 |
| 5. | 57,3 | 73,0 | 101,6 | 0,646 | 58,1% | 1122 |
| 6. | 73,0 | 66,2 | 133,2 | 1,113 | 100,2% | 1115 |
| 7. | 66,2 | 81,0 | 141,6 | 0,804 | 72,3% | 1108 |
| 8. | 81,0 | 93,5 | 153,5 | 0,828 | 74,5% | 1101 |
| 9. | 93,5 | 103,8 | 160,2 | 0,846 | 76,1% | 1094 |
| 10. | 103,8 | 113,0 | 183,7 | 0,885 | 79,6% | 1087 |
| 11. | - | - | - | - | - | 1080 |

A korrekciós tényező értéke {0,8...0,9} intervallumban változtatható attól függően, hogy a folyásgörbéknek van-e „platója”, azaz az alakítás alatt dinamikus megújulás lejátszódik-e vagy sem. Ha van, akkor a korrekciós tényező értéke 0,8; azaz a lágyulást 80%-ban a statikus újrakristályosodás, 20%-ban pedig a dinamikus megújulás eredményezte. Jelen esetben a „platós” jelleg alig észlelhető, így a tényező értékét 0,9-re választottuk.

Az 5. táblázat összegzi az egyes szűrésok után újrakristályosodott ausztenit részarányokat.

Látható, hogy a 6. szűrésig rendre előbb az alakított térfogat ausztenitjének bizonyos hányada kristályosodik újra az 1., 3. és 5. szűrésok után, majd ezt követően a 2., 4. és 6. alakítások után az előzőleg csak részben rekrisztallizálódott anyagterefogat teljes mértékben újrakristályosodik. A 7. szűrés utáni közidők alatt csak

részleges az újrakristályosodás, mértéke növekszik, de nem éri el a 100%-ot a 10. szűrés utáni közidő végére. Az 5. táblázatban vastag kerettel kiemelt értékek a legutolsó teljes rekrisztallizációt eredményező alakítás és a hozzá tartozó alakítási hőmérsékletet jelölik. Ezt nevezik az angol irodalomban RLT (recrystallization limit temperature) hőmérsékletnek, amely alatt, már nem teljes az újrakristályosodás. Természetesen e hőmérséklet adott alakítási mértékre, alakváltozási sebességre és alakítási hőmérsékletre, illetve szűrés közidőre vonatkozik. Jelen esetben a 6. szűrés paraméterei mellett T=1115 °C az újrakristályosodás határhőmérséklete.

2.4. A mikroszkópos felvételek kiértékelése

A mikroszkópos vizsgálatok célja a folyásgörbék-ből levont következtetések igazolása az előnyújtói szimuláci-

6. táblázat. Ausztenit szemcseméreték

| | | Vizsgált ausztenit szemcsék sorszáma | | | | | | | | | | | |
|-----------------|--------------------------------|--------------------------------------|------|------|------|------|------|-------|------|------|-----|------|------|
| | | 1. | 2. | 3. | 4. | 5. | 6. | 7. | 8. | 9. | 10. | 11. | 12. |
| X80Mo0K1 | ausztenit szemcse átmérők (µm) | 41,3 | 17,2 | 56,9 | 13,8 | 24,1 | 81 | 65 | 166 | 108 | 59 | 109 | 65,8 |
| | | 23,3 | 11,9 | 52,1 | 13,8 | 19,5 | 43,5 | 41,1 | 49 | 77 | 42 | 68 | 65,1 |
| X80Mo2K1 | ausztenit szemcse átmérők (µm) | 12 | 41,4 | 29,2 | 26,3 | 34 | 11,8 | 31,6 | 13 | 33,7 | 10 | 28,5 | 12,2 |
| | | 11,3 | 40,4 | 26,6 | 16,1 | 23,7 | 8,8 | 27,7 | 10,6 | 30,4 | 6 | 26 | 9,7 |
| | | Vizsgált ausztenit szemcsék sorszáma | | | | | | | | | | | |
| | | 13. | 14. | 15. | 16. | 17. | 18. | 19. | 20. | - | - | - | - |
| X80Mo0K1 | ausztenit szemcse átmérők (µm) | 73,4 | 47,4 | 47 | 63,7 | 56,8 | 22,6 | - | - | | | | |
| | | 57,6 | 45,7 | 31,5 | 62 | 45,3 | 20 | - | - | | | | |
| X80Mo2K1 | ausztenit szemcse átmérők (µm) | 69,8 | 64 | 18 | 37,4 | 12 | 27,6 | 36,6 | 30 | | | | |
| | | 68 | 41,9 | 16,2 | 22,3 | 8,5 | 16,4 | 28,65 | 18,6 | | | | |

ón átesett és gyorsítással „befagyasztott” mintákban az ausztenites struktúra szemcsehatárainak előhívásával, majd az ausztenit alakjának, szemcseméretének és szemcseméret-eloszlásának megállapításával.

A vizsgálatokat az ISD Dunaferri Zrt. szakértője, dr. Kardos Ibolya végezte. A felvételek Zeiss Observer Z1m típusú fénymikroszkóppal és AxiovisionRel. 4.8-as szoftverrel készültek.

A metallográfiai vizsgálatokhoz a mintákból próbatesteket munkáltunk ki, majd ezeket beágyasztuk és ezt követően csiszoltuk és políroztuk.

A minták szövetszerkezetében az ausztenit szemcsék előhívására a következő összetevőkből álló reagenssel és paraméterekkel végeztük a maratást:

- összetétel: 100 ml desztillált víz, 2 g pikrinsav és 50 ml kereskedelmi nedvesítőszert,
- az oldatot hőmérséklete: 70-80 °C,
- maratási idő 40-45 másodperc.

A növelt Mo-tartalmú minták alakított zónájáról készült mikroszkópos felvétel a 9. ábrán látható.

A 6. táblázat tartalmazza a felvételeken látható ausztenit szemcsehatárokból mért szemcseátmérőket. Minden vizsgált szemcse esetében két jellemző átmérő mérete került rögzítésre, amelyek aránya jellemzi a szemcse alakját.

A szemcsék két átmérőjének arányát képezve számszerűleg jellemezhető a szemcsék alakja. A szakirodalom többsége 1,6–1,7 átmérőaránytól tekinti az ausztenit szemcséket alakítottnak, alatta újrakristályosodottnak, vagy megújultnak. Képezve ezen átmérőarányokat az egyes anyagminőségek esetén a 18 illetve a 20 vizsgált szemcsének 22, valamint 25%-a tekinthető alakítottnak. A többi szemcse alakját tekintve újrakristályosodott illetve megújult ausztenit.

2.5. Az előnyújtás-szimuláció eredményeinek értékelése, összegzés

A folyásgörbékből számított újrakristályosodott hányad az utolsó szűrés előtt nagyságrendileg 80%-ra adódott a növelt Mo-tartalmú ötvözet esetén. Ez az érték közel azonos a mikroszkópos felvételeken vizsgált ausztenit szemcsék alakjából következte-

tett rekristallizáció mértékével, hiszen ez alapján is 75-80%-ban újrakristályosodott mikroszerkezetet feltelegezhetünk.

Továbbá megállapítható, hogy a kiindulási összetételű X80Mo0K1-es minta ausztenites szöveteinek mind átlagos szemcsemérete (~50-60 µm), mind pedig a szemcsék méretének szórása nagyobb, mint a növelt Mo-tartalmú X80Mo2K1-es minta esetén. Ennél a próbatestnél az ausztenites szövet átlagos szemcsemérete mindössze 25-35 µm, és a szemcseméret-eloszlás jóval homogénebb.

Az előnyújtás-szimuláció után tehát a növelt Mo-tartalmú ötvözet esetén közel 80%-ban újrakristályosodott, kevés elnyújtott szemcsét tartalmazó, átlagosan 25-35 µm szemcseméretű ausztenites mikroszerkezetet kapunk. Ez lényegesen kedvezőbb, mint az ugyanezen a szimuláción átesett kiindulási összetételű minta szövetszerkezete.

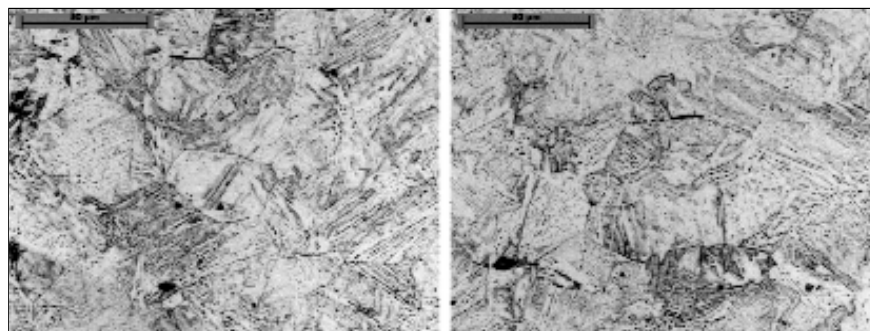
A 0,2%-os molibdén-ötvöztetés hatására várhatóan finomabb, homogénebb ausztenites mikroszerkezet alakul ki az előnyújtás végére, mint amit a kiindulási összetétel eredményezne.

3. Az újrakristályosodás kinetikájának további vizsgálata ötvöztelen alumínium meleghengerlésekor

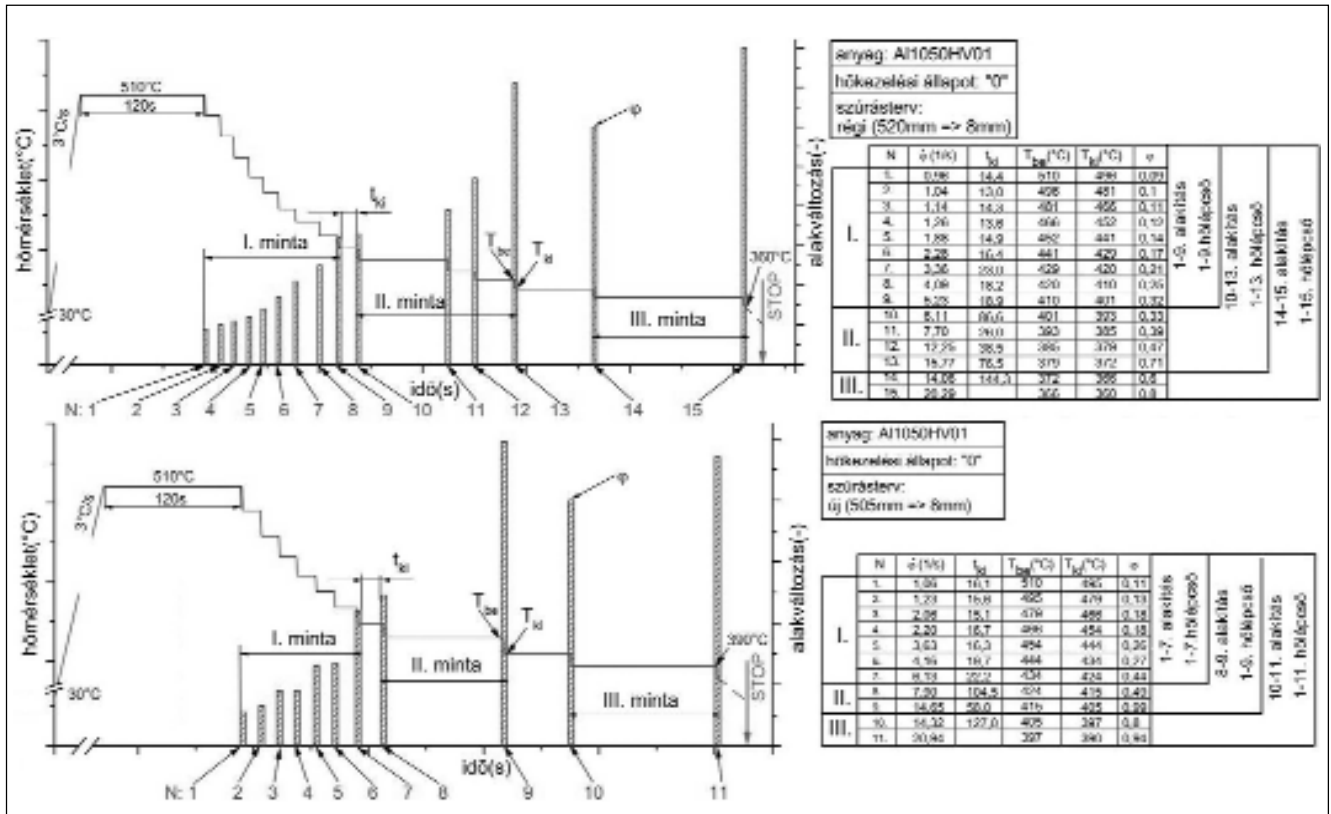
A HSMM szoftver anyagjellemzőkkel való adatfeltöltésére irányuló törekvéseinkhez további méréstechnikai tapasztalatokat szereztünk az Alcoa-Köfém Kft. székesfehérvári Hengerművében gyártott 1050A jelű alumínium-ötvöztetés kristályregenerációs folyamatainak vizsgálata során. A következőkben erről a méréssorozatról és eredményeiről számolunk be.

A hengerelt termékeknel a melegalakítási műveletek azok, amelyek a mikroszerkezet és a textúra beállítása révén alapvetően befolyásolják az utánuk következő feldolgozási műveleteket, és végül soron a gyártott lemez vagy szalag anizotrópiáját és mechanikai tulajdonságait. Ha a szemcseméret túlságosan nagy, akkor ez kedvezőtlenül befolyásolja a szilárdságot, továbbá a készterméknel narancshéj-szerű felület megjelenését eredményezheti. A textúra a mechanikai anizotrópia és a későbbi alakíthatóság befolyásolása miatt fontos tényező. A melegen hengerelt alumínium anyagoknál, különösen az ötvöztelen minőségeknél gyakori probléma, hogy a belső szerkezet nem homogén módon változik az alakítás közben, és olyan szövetszerkezeti textúráltság alakulhat ki, amely a hely függvényében inhomogén jellegűt mutat. A keresztmetszet mentén deformált és újrakristályosodott kristallitokat tartalmazó sávok jelennek meg, ezáltal réteges, úgynevezett „szendvicses” szerkezet alakul ki. A jelenség a kristályregenerációs folyamatok helytől függő különbözőségeire vezethető vissza. Alapvető fontosságú tehát, hogy a melegalakítási paramétereinek (alakváltozási mérték, alakváltozási sebesség, alakítási hőmérséklet és a szűrés közötti időtartam) függvényében a kristályregenerációs folyamatok ellenőrizhetővé váljanak, így a létrejövő mikrostruktúra és textúra jellege meghatározható legyen.

Alumínium-ötvöztetéseknél a dinamikus megújulás hajtóereje jelentős, mely nagymértékben gátolja a „klaszikus” dinamikus újrakristályosodást. Ehelyett három regenerációs



■ 9. ábra. Az X80Mo2K1 acélminőségre készült mikroszkópos felvételek (eredeti nagyítás: 500x)



■ 10. ábra. Az Al 1050HV01-es ötvözet „rég” és „új” szűrősterv-szimulációjának programja

folyamat, a szakaszos-, a folyamatos- és a geometriai dinamikus újrakristályosodás a jellemző az alakított térfogatban. A folyamatos dinamikus újrakristályosodás a diszlokációk kisszögű határokon való felhalmozódásával jön létre, növelve az orientációs eltéréseket és elősegítve a nagyszögű szemcsehatárok kialakulását. A geometriai pedig akkor, ha az eredeti szemcséken belül egyenlő tengelyű szubszemcsék képződnek, megnövelve ezzel az egységnyi térfogatra jutó szemcsehatárok mennyiségét, melyek átrendeződése után új szemcsék alakulnak ki. A kialakuló mikrostruktúra igazodik a megalakítási folyamat lokális paramétereire.

A helyileg lejátszódó regenerációs folyamatok összefüggésbe hozhatók a Zener-Hollomon paraméter értékének változásával. 1050A ötvözetnél a szalag felületének közelében a nagy lokális alakváltozással, alakváltozási sebességgel és intenzív hűtéssel, azaz nagyobb Zener-Hollomon paraméterrel jellemezhető alakítás hatására a dinamikus regeneráció leginkább folyamatos dinamikus újrakristályosodás formájában jelentkezik. A statikus regeneráció hajtóereje jelentős a lokalizált nagymértékű nyúlások által biztosított többletenergia-
 nak köszönhetően. A lemez közepén a statikus újrakristályosodás hajtóereje csökken, illetve kis Zener-Hollomon paraméterű alakváltozás jellemző, így az itt lejátszódó regenerációra általában a dinamikus megújulás, vagy a geometriai dinamikus újrakristályosodás jellemző.

A kristályregenerációs folyamatok komplexitása tehát szükségessé teszi, hogy adott anyagon és a gyártómű technikai adottságaihoz illeszkedő termomechanikus paraméterek mellett, saját vizsgálatok (alakítási kísérletek, mikrokeménység mérések, textúra elemzések, mikroszkópos megfigyelések) alapján tisztázzuk a regenerációs folyamatok jellemzőit és a szerkezeti inhomogenitások elkerülhetőségének feltételeit.

A szimulációs vizsgálatok

Jelen vizsgálatokhoz is Gleeble 3800-as termomechanikus szimulátort alkalmaztunk Hydrawedge egységgel, mellyel 20×25×35 mm-es hasáb próbatesteken végeztünk többlépcsős meleghengelés szimulációt Ford-féle ékbenyomó próbával.

A Gleeble berendezésen végzen-

dő szimulációs vizsgálatokhoz a 1050A ötvözetű anyagból kétféle minőséget használtunk fel, amelyek előmelegítésük tekintetében tértek el egymástól. Az Al 1050HV01 jelű minőség a „0” kódú egyszerű előmelegítést, míg az Al 1050-24/8HE1 minőség a „8”-as kódú megfelelő homogenitást reprezentálta. A termomechanikus szimuláció kiindulópontját a Hengermű által megadott „rég” szűrőstervek és előmelegítési körülmények képezték. Az Al 1050HV01 esetében az alkalmazott szűrőstervet az jellemezte, hogy 520 mm-es kiinduló vastagságról 8 mm-es végméretre hengerelték az anyagot 15 szűrásban, 510 °C induló és 360 °C-os kifutó hőmérséklet mellett. Az Al 1050-24/8HE1-nél 465 mm-ről 8 mm-re történt a hengerlés 13 szűrásban, olyan termikus ciklus mellett, hogy a hengerlési tuskót 615 °C-ra előmelegítették és erről hűtötték vissza az első szűrás 480 °C -os hőmérsékletére, a kifutó hőmérséklet pedig itt is 360 °C -ra adódott.

Az „új” szűrőstervek esetében a kristályregenerációs folyamatok gyorsítását lehetővé tevő műveleti paraméterek kiválasztása volt az alapvető motiváció. Az irodalmi adatok és a

meleghengesor műszaki határparaméterei alapján a melehengerlés befejező hőmérsékletének 390 °C-ra való növelése, illetve a szűrások számának 11-re csökkentése mellett döntöttünk mindkét hőkezeltégi állapot esetén. A minták geometriai korlátai miatt a szűrásterveket 3-3 alakítási fázisra osztottuk fel, azaz szűrástervenként 3-3 darab mintát alakítottunk. A 10. ábra az Al 1050HV01-es ötvözet „rég” és „új” szűrásterv-szimulációjának vázlatát mutatja a fizikai szimuláció összes paraméterével együtt.

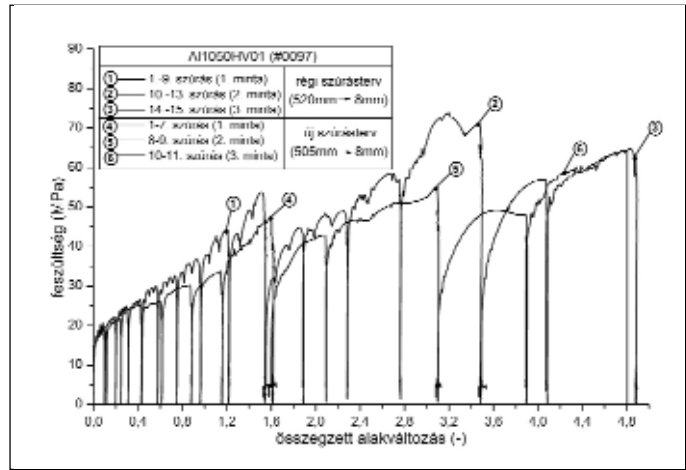
Mindkét hőkezeltégi állapotnál valós művelési adatok alapján határoztuk meg a kísérletek során beállítandó technológiai paramétereket (alakítási mértékek, -sebességek, szűrési közhidők, belépő és kilépő hőmérsékletek). A valós technológiánál a hengerrésben fellépő intenzív emulziós hűtés miatt a szimuláció során is az alakítások alatt hűtöttük a mintát úgy, hogy a hűlés mértéke arányos legyen az alakítás időtartamával. Az Al 1050-24/8HE1-es ötvözetnél meghatározott szimulációs programok hasonlóan adódtak, mint a 11. ábrán láthatóak.

3.2. A feszültség-alakváltozás diagramok felvétele, értékelése

A Gleeble szimulátoron elvégezhető többlépcsős melehengerlés szimuláció alakító szerszámának és a hasáb mintadarabnak a geometriai viszonyait tekintve megállapítható, hogy az a síkbeli alakváltozási állapot fenntartásához szükséges arányokat, nevezetesen a $b/h > 6$ és $h/a < 1$ („b” a próbatest szélessége, „h” a mintadarab magassága és „a” nyomólap szélessége) csak megközelíti. Az így számított feszültségértékek nem az alakítási szilárdságot (k_f), hanem az anyag alakítási ellenállását reprezentálják. Ettől függetlenül ezeknek a feszültség-alakváltozás grafikonoknak az alakjából következtethetünk a fellépő kristályregenerációs folyamatok fajtáira és előrehaladásuk közelítő mértékére az egyes szűrásokban. A 11. ábrán láthatóak az Al 1050HV01-es anyagnak a kétféle szűrásterv-szimulációjából felvett feszültség-alakváltozás grafikonjai az alkalmazott 3-3 lépcsős bontásában.

A 11. ábrán az 1, 2 és 3 jelű feszültség-görbék a „rég” szűrásterv szimulációja során alakított 3 minta alakítási ellenállását ábrázolják. Látható, hogy az alakítási keményedéseket a kristályregenerációs lágyulások csak kis mértékben befolyásolják. Az első néhány alakítás közben a keményedés fűrészfogszerűen monoton növekvő. Ez a jelenség a dinamikus regenerációs folyamatok alakítás közbeni egymás utáni ismétlődő megjelenésére utal, mely a szakirodalmi tapasztalatok szerint a nem-folytonos dinamikus újrakristályosodás jele. A további alakításoknál, megnövekedett kritikus alakváltozás mellett egy vagy kettő feszültségcsökkenés látható a görbékben, amely a folyamatos dinamikus újrakristályosodás irányába mutató változást tükröz. Azonban az utolsó alakításokkor már csak keményedési jelenséget tapasztaltunk. Tetszőleges két alakítás közötti lágyulási hányadot tekintve megállapítható, hogy a statikus újrakristályosodás kismértékű, alapvetően végig a keményedés dominál.

A 4, 5 és 6-os feszültséggörbék által reprezentált „új” szűrásterv szignifikáns eltéréseket mutat a régihez képest. Már a kezdeti alakításoknál megszűnik a görbék fűrészfogozottsága, amely a dinamikus regenerációs folyamatok megváltozására utal. Az 1. mintán végrehajtott 3., 4. és 5. szűrásnál az alakítási ellenállás növekedése fokozatosan mérséklődik, a görbék „platós” jelleget mutatnak, mely a dinamikus megújulásra enged következtetni. Az 5. alakítás után pedig egy jelentősebb lágyulás okozó statikus regeneráció észlelhető. Figyelemre méltó a 10. alakítás feszültséggörbéje, itt az alakítás alatt jelentős lágyulás következik be, ami egyértelműen folyamatos dinamikus újrakristályosodásra utal. Összesség-



11. ábra. Az Al 1050HV01-es minták kétféle szűrástervéhez felvett feszültség-alakváltozás grafikonok

ében megállapítható, hogy az alakítási hőmérsékletek 30 °C-os növelése és a kevesebb szűrás révén az alakításonként bevitt többletenergia fokozza mind a statikus, mind pedig a dinamikus kristályregenerációt. Az Al 1050-24/8HE1-es ötvözetnél is hasonló következtetések voltak levonhatóak.

3.3. A kristályregenerációs folyamatok kialakulásának lehetőségei

A melegalakítási folyamatok során kialakuló mikroszerkezet a hőmérsékletfüggő megújulás és a nyúlássebességhez kapcsolódó alakítási keményedés viszonyához köthető. A folyamat e két jellemzőjét egy paraméterbe vonja össze a Zener-Hollomon összefüggés. A „Z” paraméter ismeretében többek között következtethetünk a kristályregeneráció bekövetkezésére valamint értékelhetjük a technológiát a szövetszerkezeti inhomogenitás szempontjából. A „Z” értéke az alábbi összefüggéssel számítható:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (5)$$

A „Q” aktivációs energia értékét tekintve a szakirodalom nem egyértelmű, de az elfogadott, hogy az öndiffúzió adott alumínium ötvözetre jellemző aktivációs energiáját kell közelítenie. A 99,5% tisztaságú alumíniumnál, tehát a 1050A jelű minőségénél is általában 156 kJ/mol aktiválási energiával számolnak.

Ezzel az aktiválási energiával és

7. táblázat. A „régí” és az „új” szűrőtervek szerinti szimulációk egyes alakításaihoz tartozó Zener-Hollomon paraméterek

| | | Szűrőszám | | | | | | | |
|--------|--|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| | | 1. | 2. | 3. | 4. | 5. | 6. | 7. | 8. |
| „régí” | | 3,95×E+10 | 6,91×E+10 | 1,26×E+11 | 2,28×E+11 | 5,07×E+11 | 9,64×E+11 | 2,02×E+12 | 3,66×E+12 |
| „új” | | 4,49×E+10 | 8,77×E+10 | 2,28×E+11 | 3,71×E+11 | 8,77×E+11 | 1,45×E+12 | 3,17×E+12 | 5,79×E+12 |
| | | Szűrőszám | | | | | | | |
| | | 9. | 10. | 11. | 12. | 13. | 14. | 15. | |
| „régí” | | 6,71×E+12 | 1,10×E+13 | 1,95×E+13 | 4,03×E+13 | 7,13×E+13 | 8,33×E+13 | 1,59×E+14 | |
| „új” | | 1,60×E+13 | 2,18×E+13 | 4,30×E+13 | - | - | - | - | |

az adott műveleti paraméterekkel meghatározva a Z értékeit a 7. táblázat foglalja össze az eredményeket az Al 1050HV01-es ötvözet „régí” és „új” szűrőterv szerinti szimulációjában alkalmazott alakításokra.

A „régí” szűrőterv első négy alakítása közel ugyanakkora deformációt eredményez, mint az „új” szűrőterv első három szűrője. Összevetve az egyes alakításokra kapott Z értékeket a 12. ábra feszültséggörbéivel látható, hogy az említett alakítási mértékig az „új” szűrőterv Z értékei nagyobbak, mint a „régí” esetében. Ez a növekmény az alakítási sebességek jelentős növelésének következménye, mely a 30 °C-kal megnövelt alakítási hőmérsékletekkel és a nagyobb mértékű deformációval együtt okozza a dinamikus kristályregenerációs mechanizmus módosulását. A nagyobb mértékben deformálódott, így több energiát tároló, egytengelyű szemcsék bázisán, a magasabb hőmérsékleten előbb dinamikus megújulás játszódik le, ezáltal az anyagban tárolt energia csak kis mértékben disszipálódik, mely növeli a későbbi szűrőtervekben a dinamikus újrakristályosodás hajtóerejét.

A további alakításoknál viszont megfordul a Z paraméterek közötti viszony köszönhetően az alakváltozási sebességek kiegyenlítődének.

Az azonos össz-deformációkhoz tartozó Zener-Hollomon paraméterek az „új” szűrőtervénél mindenütt kisebbek, mint a „régí”-nél (pl.: az „új” szűrőterv 7. és „régí” szűrőterv 9. alakítása). Ezeknél a szűrőterveknél tisztán érvényesül az alakítási hőmérséklet emelésének hatása, mely a dinamikus újrakristályosodás hajtóerejét növeli. Ennek eredményeképpen a 10. alakításban tapasztalt jelentős mértékű lágyulás már „klasszikus” dinamikus újrakristályosodásra utal.

A szűrőközti statikus újrakristályosodás hajtóerejére jelentős hatással van az alakítás mértéke és az alakítási sebesség is. Az alábbi összefüggésből kitűnik, hogy a deformáció mértékének és sebességének fokozódásával, azaz a Zener-Hollomon paraméter növekedésével növelt alakítási hőmérséklet mellett az 50%-os rekristallizációhoz szükséges idő ($t_{0,5}$) jelentősen csökken:

$$t_{0,5} = C_1 \cdot \varepsilon^{-1,5} \cdot Z^{-0,75} \cdot \exp\left(\frac{Q_1}{R \cdot T}\right) \quad (6)$$

Az összefüggésben az állandók értéke 1050A jelű ötvözet esetén $C_1=1,05 \times 10^{-5} \text{ s}^{0,25}$ és $Q_1=220 \text{ 000 kJ/mol}$. Néhány a „régí” és az „új” szűrőtervben jellemző nagyságú alakítási mértékre, hőmérsékletre és Z paraméterre kiszámítottuk a $t_{0,5}$ értéket.

Az irodalmi adatok tanúsága szerint a melegen hengerelt lemez középső és hengerekkel érintkező, szélső zónája között kialakulhat a 0,2–0,5 alakváltozási értékek által reprezentált nyúlás-különbség. A számítások szerint ez konstans Z érték ($8,79 \times E+11$) mellett negyedére csökkenti a $t_{0,5}$ értékét a lemez felületén. Másrészt a szalag említett két zónája között akár 15 °C hőmérsékletkülönbség is kialakulhat az intenzív felületi hűtés miatt. Ennek következtében ugyanakkora, 0,5 mértékű alakítás mellett a lemez közepén, ahol nagyobb az anyag $t_{0,5}$ értéke a harmada a lemez felületén kalkulált időtartamnak.

A két hatást együtt vizsgálva megállapítható, hogy a lemez szélső zónájában, ahol

nagyobb lokális nyúlások jelentkeznek alacsonyabb hőmérséklet mellett gyorsabb a statikus regeneráció, mint a lemez középső zónájában, ahol nagyobb a hőmérséklet, de kisebb az alakváltozás mértéke.

3.4. A metallográfiai vizsgálatok és a mikrokeménységmérés eredményei

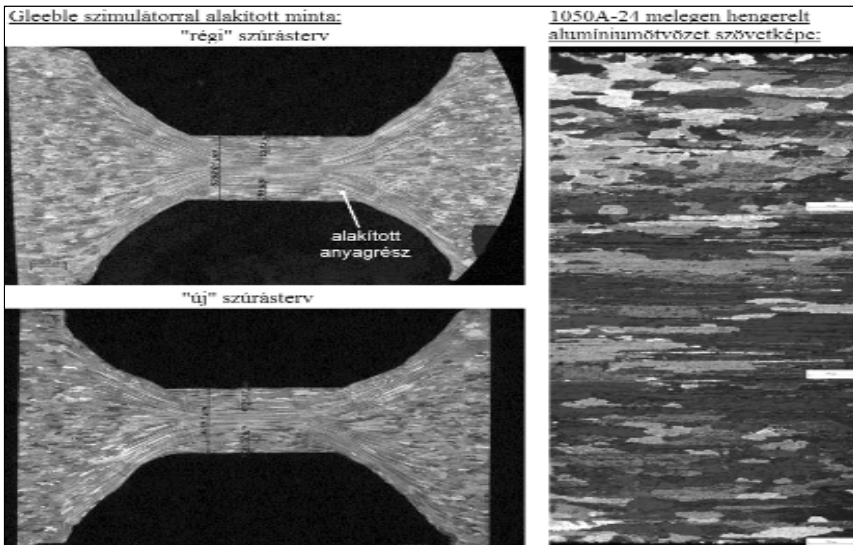
Jelen esetben is az Al 1050HV01-es ötvözet „régí” és „új” szűrőterv szerinti szimulációjában alakított 3-3 mintáról készült fénymikroszkópos felvételeket mutatjuk be, és elemezzük. A másik hőkezelt állapottú minták kapcsán csak az eredményeket közöljük.

Az alakításokat követően szabadon, elegendően hosszú időn át lehűlt minták alakított térfogatában csiszolás, polírozás és maratás után már nem túl nagy nagyítások mellett is jól elkülöníthetően újrakristályosodott és nem újrakristályosodott zónák figyelhetők meg. A 12. ábra bal oldalán láthatók az 1. lépcsőben a „régí” illetve az „új” szűrőterv szerint alakított egy-egy mintáról készült mikroszkópos felvételek. Az ábra jobb oldalán pedig a meleghengerről lekerült 12 mm vastag lemez hengerlési irányba eső keresztmetszetről készített szövete képe található.

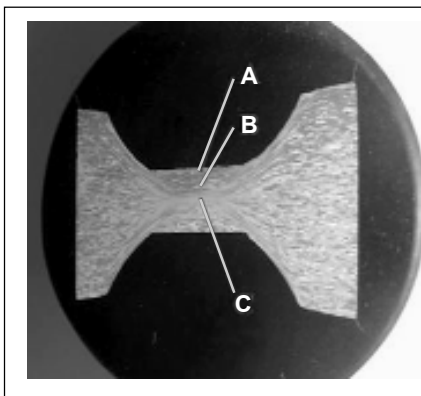
Mindhárom felvételen jól látható, hogy a keresztmetszet közepére

8. táblázat. A $t_{0,5}$ idő változása a paraméterek függvényében

| Alakváltozás (ε) | Hőmérséklet (°C) | Z paraméter (1/s) | $t_{0,5}$ (s) |
|------------------|------------------|-------------------|---------------|
| 0,2 | 500 | 8,79 x E+11 | 92 |
| 0,5 | 375 | 4,21 x E+13 | 1044 |
| 0,5 | 500 | 8,79 x E+11 | 23 |
| 0,5 | 390 | 1,26 x E+13 | 362 |



■ 12. ábra. Az Al 1050HV01-es ötvözet „rég” és „új” szűrőterve szerint, az 1. lépcsőben alakított mintákról készült fénymikroszkópos felvétel. Maratás: 2-3%-os hidrogén-fluoridos oldattal



■ 13. ábra. Mikrokeménység mérési helyek a Ford-próbatesten

Az eredmények egyértelműen mutatják, hogy a „rég” szűrőtervet felváltó „új” szűrőterv közel 10%-kal megnöveli a rekristallizálódott rész arányát a vizsgált keresztmetszetben. Az Al 1050-24/8HE1-es ötvözetnél pedig a rekristallizálódott anyagterfogat több mint 12%-kal növekedett. A mikroszkópos vizsgálatok tehát teljes mértékben alátámasztják a feszültséggörbék és a Zener-Hollomon paraméterek elemzésénél tett elméleti megállapításainkat.

A melegen alakított anyagokban lejátszódó kristályregenerációs folyamatok helyfüggő változásainak nyom követésére szokásos módszer a keménységi térképek felvétele. Mindkét hőkezelési állapotú anyag esetén, anyagonként 3-3 mintán, a metallográfiai csiszolatok alakított zónájában végeztünk mikrokeménység méréseket Vickers eljárással (MHV), 981 mN terhelő erővel és 10 másodperces terhelési idővel. A méréseket a 13. ábrán jelzett helyeken végeztük.

A keménységmérés adataiból megállapítható, hogy a minták szélétől a középső zóna felé haladva a keménység minden esetben monoton módon növekedett, azaz a kristályre-

generációs folyamatok intenzitása csökkent, ahogy az a metallográfiai felvételeken is látható volt. Egy további fontos következtetés, hogy az „új” szűrőtervek szerint alakított mintáknál mért keménység értékek szinte kivétel nélkül kisebbek voltak, mint a „rég” szűrőtervek párhuzamos darbjainak azonos helyein mért keménység értékek. Ez a tény is megerősíti, hogy az „új” szűrőtervek nagyobb rekristallizált hányadot eredményeznek. Továbbá az egyes mintákon a két szélső mérési hely, azaz az „A” és „C” pontok közötti keménység-különbségek az „új” terveknél kisebbek, mint a „rég” terveknél, ami a keresztmetszeti homogenitás javulását mutatja.

A teljes kilágyulás azonban egyetlen esetben sem valósult meg, ugyanis a 1050A jelű minőség lágy állapotát 21 MHV körüli értékre adják meg, és a legkisebb mért érték is meghaladja a 24 MHV-t. A regenerációs folyamatok kiteljesedése tehát még jelentős termikus aktivációt igényelne.

Összefoglalás

A bemutatott két vizsgálat keretében számos tapasztalatot szereztünk a kristályregenerációs folyamatok (újra-kristályosodás, megújulás és poligonizáció) és a szemcsenövedés mennyiségi jellemzéséhez szükséges termomechanikus szimulációs technikák kivitelezésének illetve programozásának módjáról. Továbbá sikeresen tudtunk következtetni a többlépcsős meleghengertelés-szimuláció alatt mért erő-elmozdulás értékpárok felhasználásával számított feszültség-alakváltozás grafikonokból az újrakristályosodott térfogati hányad mennyiségére. Számításainkat metallográfiai vizsgálatok eredményei is alátámasztották.

Az ötvözetlen alumíniummal végzett alakítási kísérleteink során pedig továbblépve elemeztük a Zener-Hollomon paraméter és a folyásgörbék alakja és lefutása közötti kapcsolatot, melynek ismerete és használata alapvető fontosságú a nagy szilárdságú termomechanikusan hengerelt acélok gyártástechnológiájának fejlesztéséhez.

erősen alakított szövetszerkezet jellemző, míg az alakító szerszámokkal, illetve a hengerpárral érintkező felület közelében újrakristályosodott szemcséket találunk. A rekristallizálódott és a deformált szövetű zónák vastagságát lemérve a fizikai szimuláción átesett minták alakított zónájában, majd ezekből a megfelelő arányt képezve meghatározható az újrakristályosodott részarány, azaz a rekristallizációs index.

A 9. táblázat tartalmazza a 3-3 alakított mintánál meghatározott indexet és azok átlagát.

9. táblázat. Az Al 1050HV01-es ötvözet „rég” és „új” szűrőterve szerinti szimulációjában alakított 3-3 mintánál számított rekristallizációs indexek

| | 1. minta | 2. minta | 3. minta | átlag |
|---------------------|----------|----------|----------|-------|
| „rég” szűrőterv (%) | 56,21 | 54,72 | 57,30 | 56,07 |
| „új” szűrőterv (%) | 61,54 | 68,61 | 64,11 | 64,75 |