

Szilárdságnövelő folyamatok Al-Zn-Mg ötvözetekben

Szakdolgozat

Készítette:

Olasz Dániel, fizika BSc hallgató

Témavezető:

Nguyen Quang Chinh, egyetemi tanár



Eötvös Loránd Tudományegyetem

Budapest, 2018

Kivonat

A szakdolgozatomban egy Al-4.8Zn-1.2Mg-0.14Zr összetételű ötvözetben különböző eljárások (edzés, szobán való hevertetés, nagydeformáció) és különböző hőkezelések hatására végbemenő folyamatokat vizsgálom. A vizsgálati minták mechanikai tulajdonságainak változását mikrokeménység mérésekkel és nanoindentációval is nyomon követtem. E mérések eredményeinek köszönhetően pedig a mikroszerkezetben bekövetkezett változásokra, pl. a különböző (GP zóna, η' , η) kiválások képződésére következtethettem. A szakdolgozat első részében áttekintetem a főbb szilárdságnövelő folyamatokra vonatkozó szakirodalmat. Ezután az AlZnMg túltelített szilárd oldat szétesési folyamatának, valamint az egyes szakaszaiban kialakuló kiválások típusainak jellemzésével foglalkozom. Mind a mikro-, mind a nanoindentációs keménységmérések eredményeiből megállapítható, hogy az általunk használt Al alapú ötvözet önnemesedő. A mikrokeménységmérés eredményei azt is megmutatják, hogy a három szilárdságot növelő eljárás közül (edzés, hevertetés, könyöksajtolás) a nagy deformációt eredményező könyöksajtolás a legeredményesebb, ugyanis ezzel érhető el a minta legnagyobb keménysége. A nanoindentációs mérések pedig bizonyítják, hogy a Portevin-Le Chatelier féle plasztikus instabilitás (PLC effektus) megfigyelhető és vizsgálható e módszer segítségével is, valamint a plasztikus instabilitási folyamat időbeli fejlődése alapján is nyomon követhető az anyag önnemesedése a szobahőmérsékleten való hevertetés korai szakaszában.

Tartalomjegyzék

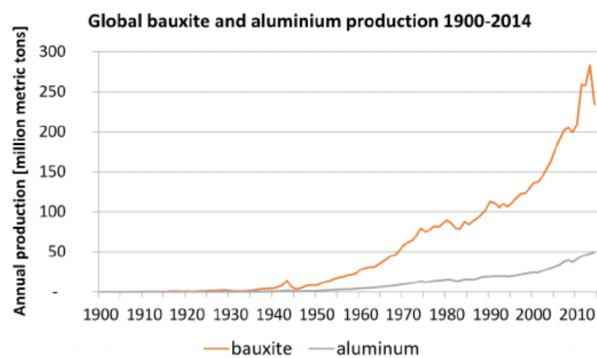
1	Bevezetés	1
2	Irodalmi áttekintés	3
2.1	Képlékeny alakváltozás	3
2.2	Szilárdságot növelő folyamatok	3
2.2.1	Szilárdoldatos keményedés	3
2.2.2	Alakítási keményedés	5
2.2.3	Befagyasztási keményedés	5
2.2.4	Kiválásos keményedés	5
2.3	AlZnMg rendszer kiválásos keményedése	8
2.4	Plasztikus instabilitások	9
3	Saját kísérleti eredmények és értelmezésük	11
3.1	Vizsgálati minták és mérési módszerek	11
3.1.1	Minták összetétele	11
3.1.2	Mintákon végzett eljárások	12
3.1.3	Keménységmérések	13
3.2	Mikrokeménységmérés eredményei	16
3.2.1	Kiindulási állapotok	16
3.2.2	Mesterséges hőkezelések hatása	16
3.3	Nanoindentációs mérések eredményei	25
3.3.1	Frissen edzett minta szobahőmérsékleten való he- vertetésének hatása a szilárdságra	25
3.3.2	A Portevin-Le Chatelier effektus megfigyelése	26
3.3.3	Szilárd oldat állapot megszűnése a szobahőmér- sékleten való hevertetés hatására	27
4	Összefoglalás	29
5	Köszönetnyilvánítás	30
6	Irodalomjegyzék	31

1 Bevezetés

Az emberiség már nagyon régóta ismeri és használja is a fémeket. Kezdetben főként ékszereket készítettek, pl. aranyból, de fokozatosan egyre több fémel ismerkedtek meg, melyek egyre nagyobb szerepet kaptak a mindennapi életben. Természetesen már akkor is arra törekedtek az emberek, hogy minél ellenállóbb, tartósabb eszközöket készítsenek, olyanokat, amelyek a legjobban alkalmazkodnak az adott feladathoz. Tapasztalati úton különféle fémmegmunkálási folyamatokat fejlesztettek ki, amikkel az anyagok kívánt tulajdonságát próbálták elérni. Ilyen tapasztalati felfedezésnek mondható az ötvözetek megjelenése. Megfigyelték ugyanis, hogy a tiszta fémeknél sokkal jobb tulajdonságokkal bírnak a valamilyen más fémel ötvözött társaik. Hogy egy-egy ilyen nagyobb felfedezésnek, mint pl. az ötvözetek megjelenésének, mekkora jelentősége volt az adott korokban az emberi civilizációra, jól mutatja, hogy egyes régészeti korok is ezen anyagokról kapták nevüket (kőrézkor, bronzkor, vaskor).

A mai modern világban sem csillapodott az éhség a fémek iránt. Sőt! Sohasem függtünk tőlük olyan nagy mértékben, mint manapság. Éppen ezen nagy igénynek köszönhetően azonban nem elég, ha tapasztalati úton igyekszünk felfedezni különféle anyagokat, anyagmegmunkálási eljárásokat. Az anyagokban, fémekben történő folyamatok tanulmányozásával, megértésével kell foglalkozni, hogy minél hatékonyabban lehessen kihasználni azok tulajdonságait.

Az alumíniumot viszonylag későn fedezték fel. Először Ørsted dán fizikusnak sikerült előállítania a 19. sz. elején [1]. Később az 1855-ös párizsi világkiállításon nagyközönség előtt bemutatták az első 1 kg-os alumíniumtömböt. Mivel a természetben elemi állapotban nem fordul elő, és az érceiből való előállításának nagy az energiaigénye, így kezdetben nagyon ritka és rendkívül drága volt. Kedvező tulajdonságainak köszönhetően, mint pl. a könnyűsége vagy a korrózióval szembeni ellenállósága, valamint a később kialakított előállítási eljárásoknak köszönhetően azonban egyre inkább elterjedt. Az 1. ábra mutatja a világszerte előállított Al mennyiségét és az Al termeléséhez szükséges bauxit mennyiségét az elmúlt több mint száz évben [2]. 1900-ban 6 800 t, 1990-ben már 19 300 000 t, míg 2015-ben már 57 500 000 t alumíniumot állítottak elő a világon [3].



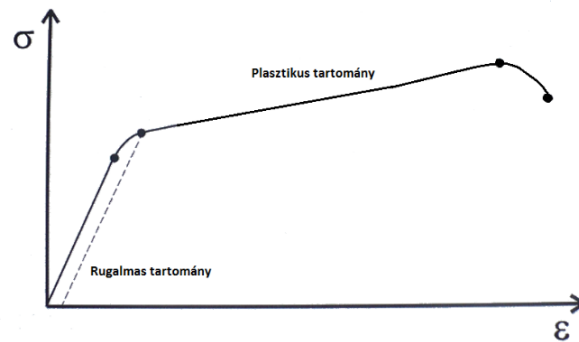
Ábra 1: A világ bauxit és alumínium termelése 1900-tól 2014-ig [2]

Ezek a számok is azt mutatják, hogy valóban érdemes foglalkozni az alumíniummal, illetve Al ötvözetekkel. Ezen szakdolgozatban szilárdságnövelő folyamatokkal és azok AlZnMg ötvözetrendszerre gyakorolt hatásával foglalkozom.

2 Irodalmi áttekintés

2.1 Képlékeny alakváltozás

Szilárd anyagok deformációját két csoportra oszthatjuk. Az egyik az ún. rugalmas (elasztikus) alakváltozás, mely során a testre ható feszültség megszűnése után az anyag visszanyeri eredeti alakját. A másik az ún. rugalmatlan (plasztikus) alakváltozás, mely esetében a feszültség megszűnése után az anyag deformált marad (2. ábra). Plasztikus alakváltozás egy kritikus külső feszültségérték elérése után következik be. Ezen feszültséget folyáshatárnak nevezzük. Fémek képlékeny alakváltozása diszlokációk mozgásával valósul meg. Ezt figyelembe véve a makroszkopikus folyáshatár az a legkisebb külső feszültség, amelynek hatására elegendően nagy számú diszlokáció jön mozgásba ahhoz, hogy makroszkopikusan észlelhető, maradandó alakváltozást hozzon létre [4]. A kristályokban azonban előfordulnak/képződhetnek olyan objektumok, amelyek gátolják a diszlokációk mozgását, ezzel növelve a folyáshatárt, vagyis növelve a keménységet. Ilyen akadályok pl. az oldott ötvöző atomok vagy az ezek által formált kiválások (GP-zónák, η' , η fázis részecskék) [5,6].



Ábra 2: Szilárd testek deformációjának szakaszai [7]

2.2 Szilárdságot növelő folyamatok

2.2.1 Szilárdoldatos keményedés

Az emberiség már nagyon régen rájött arra, hogy a fémek tulajdonságai nagy mértékben megváltoztathatók más anyagok hozzáadásával. Az olyan tudatos hozzáadást, amely a fém tulajdonságait pozitívan befolyásolja, ötvözésnek nevezzük. A legrégebbi ötvözetek közé tartozik pl. a bronz, melyet a legrégebbi leletek

alapján az emberi civilizáció már az i.e. 4. évezredben is használt. A hozzáadott (ötvöző) atomok fajtájától, mennyiségétől, eloszlásától függően nagymértékben változtathatók az ötvözetek tulajdonságai. Ennek köszönhető, hogy a mai világ elképzelhetetlen ötvözetek nélkül, hiszen a különböző szerkezetek, azok alkatrészei is egészen széles spektrumú körülmények közt kell működjének.

A legtöbb kohászati eljárás első lépése a szilárd oldat állapot létrehozása [4]. Az olvadáspontnál nem sokkal alacsonyabb hőmérsékleten történő hőkezelés után gyors hűtés segítségével túltelített szilárd oldat állapotot hoznak létre. A szilárd-ságnövelő hatás megértéséhez a diszlokációk és a diszlokációk mozgását korlátozó objektumok, jelen esetben oldott atomok kölcsönhatását kell megvizsgálni.

Az oldott ötvöző atomok és a diszlokációk közt vonzó kölcsönhatás áll fenn. Ez annak a következménye, hogy a diszlokáció körül megjelenik egy kitágított (dilatált) és egy összenyomott (komprimált) tartomány. Amennyiben az oldott ötvöző atom mérete nagyobb az alapmátrix atomjainak a méreténél, akkor az ötvöző atomok a dilatált tartomány felé mozdulnak el. Ellenkező esetben, vagyis ha az ötvöző atom kisebb, mint az alapmátrix atomja, akkor az a komprimált tartomány felé igyekszik [4].

Ha a kölcsönhatást a mozgékonyság szempontjából vizsgáljuk, akkor beszélhetünk ún. súrlódásos esetről, illetve a blokkolás jelenségéről. Ha kellően alacsony a hőmérséklet, akkor az oldott ötvöző atomok mozdulatlanok, befagyottnak tekinthetők. Ekkor a mozgékony diszlokációk az oldott atomok feszültségterének következtében lefékeződnek. Ezt nevezik súrlódásos esetnek. A vonzó kölcsönhatás révén a mozgó diszlokáció maga köré gyűjti azokat az oldott atomokat, melyekkel útközben találkozik. Ez az oldott atomokból álló felhő elérhet egy olyan kritikus nagyságot, amely már képes teljesen megakadályozni a diszlokáció mozgását. Ezt nevezik a blokkolás jelenségének [4].

Blokkolás esetén egy növekvő külső feszültség segítségével a diszlokáció ki tud szabadulni az oldott ötvöző atomok fogságából. Ekkor az anyag képlékenysége nagy mértékben megnőhet. Ezzel kapcsolatos jelenség az ún. Portevin-Le Chatelier effektus. Az alakítási keményedésnek köszönhetően azonban a diszlokáció lelassul és az oldott ötvöző atomoknak így sikerül újra utolérniük, majd a folyamat ismét indul előlről [4]. A Portevin-Le Chatelier (PLC) effektusra először egytengelyű nyújtás során kapott fűrész-fokszerű folyás nyomán figyeltek fel [8]. A váltakozó növekvő és csökkenő folyásfeszültség miatt, plasztikus instabilitásak is szokták nevezni a jelenséget. Újabban dinamikus keménységmérésekben is megfigyelhető a PLC- féle instabilitás [9].

Alapvetően a szilárd állapotú fémek jobb mechanikai tulajdonságokat mutatnak a tiszta fémeknél. Ezen tulajdonságok azonban még tovább javíthatók, ha túltelített szilárd oldatot készítünk, majd a túltelített állapotot külön-

féle hőkezelési eljárások segítségével, kiválások képződése révén megszüntetjük. Ez vezet el a kiválásos keményedés jelenségéhez, amellyel később foglalkozunk. Bár a kiválásos keményedés segítségével nagyobb változásokat tudunk elérni az anyag tulajdonságaiban, a szilárdoldatos keményedéssel is érdemes foglalkozni, hiszen még a kiválásos keményedés esetében is marad bizonyos számú oldott atom egyensúlyban a kiválásokkal. Ezek szilárdságnövelő hatása jóval kisebb a kiválások hatásánál, de mégsem elhanyagolható mértékben [4].

2.2.2 Alakítási keményedés

Alakítási keményedésről beszélünk akkor, amikor a fémek képlékeny alakváltozása során a szerkezetük úgy módosul, hogy ellenállóbbak lesznek a további alakváltozással szemben. Az alakítás során rengeteg diszlokáció keletkezik. Ezek a diszlokációk feszültségtereik révén azonban egymást is tudják gátolni a mozgásban, ezáltal keményedik az anyag.

2.2.3 Befagyasztási keményedés

Befagyasztási keményedésről akkor beszélünk, ha a fémeket magas hőmérséklet-ről gyorsan lehűtjük és ennek következtében a fém szilárdsága megnő. A jelenségben nagy szerepe van a hűtés során keletkező vakanciáknak és az ezekből kialakuló másodlagos hibáknak, amelyek a diszlokációkkal való kölcsönhatás során keményítik az anyagot. Ilyen kölcsönhatások vannak pl. a vakanciák és diszlokációk között, vagy a vakanciák által formált üregek és diszlokációk között. A vakancia pl. eltűnhet a diszlokáción (lépcsőképződés), de vakanciakondenzációval akár diszlokációhurkok is képződhetnek [10].

2.2.4 Kiválásos keményedés

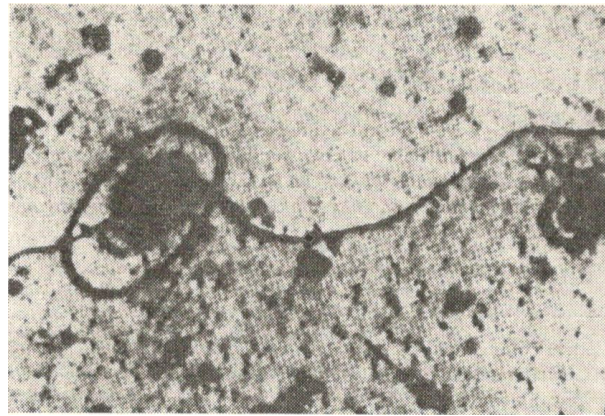
Amennyiben az ötvöző atomok nem egyenletesen oszlanak el az anyagban, hanem kiválásokat képeznek, akkor kiválásos keményedésről beszélünk. Általában elmondható, hogy amennyiben egy anyag idegen fázisú részecskéket tartalmaz, úgy az anyag szilárdsága növekszik. A kiválásos keményedés jelenségének megértéséhez a diszlokációk és az idegen fázis részecskéi közti kölcsönhatásokat kell vizsgálni [6].

A szilárdság növekedése függ a részecskék méretétől, eloszlásától, szerkezetétől, erősségétől. Az akadályok erősségétől függően a diszlokációk két módon haladhatnak át azokon. Inkoherens, erős részecskéken az Orowan-mechanizmussal haladnak tovább a diszlokációk. Koherens részecskék esetén azonban a diszlo-

kációk képesek áthaladni a mátrixból a részecskébe, vagyis a diszlokáció mintegy átvágja a részecskét [6]. A következőkben ezen két mechanizmussal fogunk részletesebben foglalkozni.

a, Orowan mechanizmus [6]:

Az Orowan-mechanizmus során a diszlokációk fennakadnak az akadályon, majd a külső feszültség hatására kihajolnak, és végül a részecskék körüli diszlokációgyűrű hátrahagyásával továbbhaladnak. A 3. ábrán egy ilyen diszlokációhurok látható.



Ábra 3: Diszlokációhurok részecskék körül [6]

A diszlokáció azért nem vág át az akadályon, mert az sokkal több energiát igényelne, mint a kihajlás. Orowan úgy gondolta [6], hogy a diszlokáció akkor tud továbbhaladni, ha két szomszédos részecske közti szakasza a rá ható feszültség hatására olyan mértékben hajlik ki, hogy görbületi sugara éppen a két akadály közötti távolság felével lesz egyenlő. Ekkor a részecske két oldalán elhelyezkedő diszlokációs szakaszok diszlokációhurokot alkotva egyesülnek, és egy ilyen Orowan-hurok révén a diszlokáció továbbhalad. A mikroszkopikus folyásfeszültség tehát az a feszültség, ami képes a diszlokációt egy $D/2$ sugarú körbe kihajlítani:

$$\tau = \frac{2T}{Db}, \quad (1)$$

ahol: τ a lokális folyásfeszültség, T a diszlokáció vonalmenti feszültsége, D az akadályozó részecskék közti távolság, b Burgers-vektor abszolútértéke.

A diszlokáció vonalmenti feszültségére jó közelítésként szolgál, ha megegyezőnek vesszük a diszlokáció egységnyi szakaszának energiájával [6]:

$$T = \frac{Gb^2}{2}, \quad (2)$$

ahol G a nyírási modulusz.

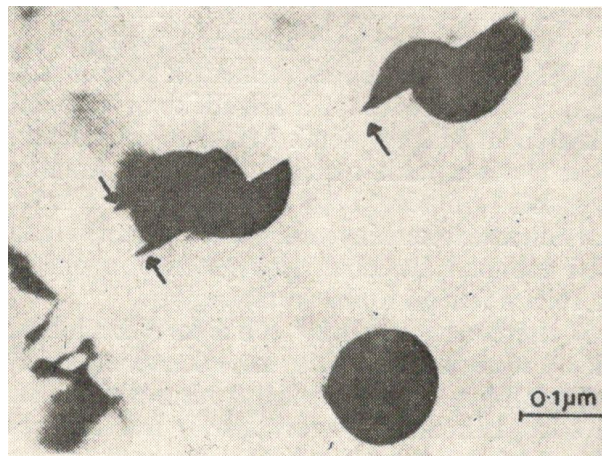
Az (1)-es és (2)-es egyenleteket felhasználva, megkapjuk az Orowan-feszültséget:

$$\tau = \frac{Gb}{D}. \quad (3)$$

Látható tehát, hogy $\tau \sim \frac{1}{D}$, vagyis minél kisebb az akadályként működő részecskék közti távolság, annál nagyobb lesz a folyásfeszültség, vagyis annál ellenállóbb lesz az anyag a deformációkkal szemben. Az Orowan-mechanizmuson kívül vannak még további szilárdságot befolyásoló hatásai is a részecskéknek, de alapvetően azok járuléka jóval kisebb az Orowan-mechanizmus járulékánál.

b, Átvágási mechanizmus [6]:

Egy diszlokáció képes átvágni is a részecskét, ahogy azt a 4. ábra is mutatja. Ez általában akkor fordul elő, amikor legalább részlegesen koherens részecskékről beszélünk, ugyanis ekkor a részecske erőssége kisebb, mint az Orowan-mechanizmus esetén. Bár kisebb ellenállást jelentenek a diszlokációk számára, de diszperzitásukat és térfogati hányadukat tekintve sokkal jelentősebbek az inkoherens részecskékénél. Ezért nagy szilárdságnövelő hatással rendelkeznek a gyenge kiválások is.



Ábra 4: Diszlokációk által átvágott kiválások csúszósík feletti és alatti részeinek elmozdulása [6]

2.3 AlZnMg rendszer kiválásos keményedése

Az alumínium ezen ötvözetére már az elmúlt századi 20-as években felfigyeltek, de csak később az 50-es években kezdtek komolyabban foglalkozni vele. Mára az alumínium egyik legelterjedtebb ötvözetévé vált, hála a kedvező mechanikai tulajdonságainak. Főleg az építő-, ill. járműiparban használatos [11].

Az AlZnMg túltelített szilárd oldat rendszer szétesésének ma leginkább elfogadott folyamata a következő:



Az SSSS (supersaturated solid solution) vagyis a túltelített szilárd oldat állapotának eléréséhez az oldó hőkezelést edzés (quenching) követi. Ez a szilárd oldat gyors lehűtését jelenti. Legegyszerűbb esete a szobahőmérsékletű vízben történő edzés. Ezután még szobahőmérsékleten megkezdődhet a túltelített szilárd oldat szétesése, amely Guinier-Preston (GP) zónák képződésével történik. Az összetevőktől függően többféle GP zóna is kialakulhat. Ezek mellett megjelenhetnek vakanciadús (VRC- vacancy rich cluster) Zn tartományok is. Majd megfelelő körülmények között kialakulhat az átmeneti η' fázis. Ez egy hexagonális szerkezetű $MgZn_2$ összetételű kiválás, amely a mechanikai tulajdonságok szempontjából a legjelentősebb a kiválásos keményedés során, mivel ez a fázis növeli meg legjobban az anyag szilárdságát. A folyamat végső állomásaként a stabil η fázis részecskéinek kialakulása szolgál, amely az anyag mechanikai tulajdonságainak szempontjából nem kedvező, mivel negatív hatással van az anyag keménységére [12].

A következőkben a fenti folyamatban szereplő kiválásokkal fogunk részletesebben foglalkozni.

GP zónák:

A GP-zónák nevüket két felfedezőjükről A. Guinierről és G.D. Prestonról kapták, akik a 20. sz. elején figyeltek fel egymástól függetlenül erre a jelenségre önmesedő alumínium-réz ötvözetekben. Maguk a zónák apró kiválások, amelyekben az ötvözők koncentrációja sokkal nagyobb, mint a kiválások környezetében. Kialakulásuk már alacsony hőmérsékleten, akár szobahőmérsékleten is megkezdődik. Mg és Zn rétegekből állnak, melyek egymást váltják a zónán belül. Többféle zónát sikerült már megfigyelni. A GPI zónaként emlegetett az egyik legáltalánosabb. Ez egy gömb alakú, már szobahőmérsékleten is képződő zóna [11,13].

A GP-zónák azonban csak metastabil kiválások. Megfigyelték ugyanis a zónák reverzióját, vagyis hogy az alacsony hőmérsékleten képződött zónák magasabb

hőmérsékleten feloldódnak. Ennek a reverzióknak két fajtáját különböztetik meg. Az egyik az ún. tökéletes reverzió, mely során az anyagban található zónák feloldódnak. A másik az ún. részleges reverzió, melyben a zónák visszaoldódásával egyidőben megkezdődik az η' fázis részecskéinek kialakulása is. Vizsgálatok azt mutatják, hogy az η' kiválások fejlődésére nagy hatással van az anyagban előzőleg kialakuló zónaszerkezet. Egyes elméletek szerint ugyanis a zónák nukleációs helyekként szolgálnak az η' kiválások számára [11].

A GP-zónák stabilitása nagyban függ az ötvözőkoncentrációtól. Általánosan azt lehet mondani, hogy 20°C és 160°C közti hőkezelések mellett keletkeznek újabb zónák [14]. Bár 100°C környékén már nagyban csökken a keletkező zónák száma, és ezek szilárdságnövelő hatása elmarad az alacsonyabb hőmérsékleten képződött zónákénál [11].

η' átmeneti fázis:

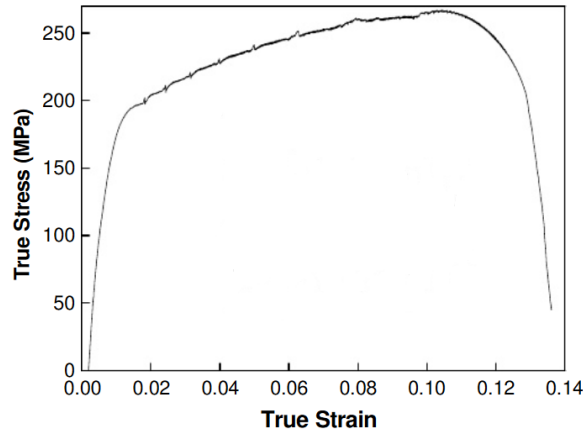
Az AlZnMg rendszer jó szilárdsága, illetve szilárdságának növekedése főleg az η' fázis részecskéinek köszönhető. Szintén egy metastabil kiválásról van szó, mely a mátrixhoz való illeszkedését tekintve a GP-zónákkal ellentétben már csak részben tekinthető koherensnek. Lemezszerű, $MgZn_2$ összetételű kiválások [13]. Kialakulásuk 80°C-os vagy magasabb hőmérsékleten történő hőkezelések mellett figyelhető meg [14].

η egyensúlyi, stabil fázis:

Hexagonális, az η' kiváláshoz hasonlóan $MgZn_2$ összetételű kiválás. A mátrixhoz való illeszkedése inkoherens [13]. Bár stabil, egyensúlyi fázisról van szó, amely a szilárd oldat szétesésének végső állomása AlZnMg ötvözetekben, szilárdságra gyakorolt negatív hatása miatt kialakulása kerülendő.

2.4 Plasztikus instabilitások

A 20. sz. elején Portevin és Le Chatelier Mg-t és Cu-t tartalmazó Al ötvözeteken végzett egytengelyű nyújtási kísérleteik során különös jelenségre lettek figyelmesek [8]. Az addig megszokott sima, folytonos feszültség-megnyúlás diagram helyett (lásd: 2. ábra) a kezdeti rugalmas szakasz után egy fűrészfogszerűen ismétlődő szakaszt figyeltek meg (lásd: 5. ábra). Később ezt a jelenséget megfigyelték más ötvözetekben, és más, az egytengelyű nyújtástól eltérő mérési elrendezésekkel is [8]. A feszültség-nyújtási diagram alapvető esetben monoton növekvő. Mint már korábban említettem, e monoton viselkedést sértő periodikus szakaszok (instabilitások) miatt nevezik ezt a jelenséget plasztikus instabilitásoknak. Az irodalomban gyakran hivatkoznak rá Portevin-Le Chatelier



Ábra 5: A Portevin-Le Chatelier effektusra jellemző fűrészfogszerű feszültség-nyújtási diagram [15]

(PLC) effektusként.

A PLC effektust olyan ötvözetekben sikerült megfigyelni, ahol a diszlokációk és az ötvöző atomok közt erős kölcsönhatás állt fenn [8]. Ahogy már a 2.2 részben említettem, a diszlokációk és ötvöző atomok közt mindig vonzó kölcsönhatás áll fenn. A diszlokáció köré gyűlt ötvöző atomok felhője egy kritikus nagyság felett rögzítheti a diszlokációt. Ebben az esetben a további deformációhoz növelni kell a külső feszültséget. A diagramon ekkor látjuk a fűrészfogak emelkedő szakaszát. Majd egy PLC sáv (kis, lokalizált zónák, melyek folyamatosan haladnak végig az anyagon) megjelenésével nagyszámú diszlokáció szabadul ki az ötvöző atomok fogságából, a feszültség pedig meredeken lecsökken. A PLC sáv megszűnik, de az ötvöző atomok ismét fogságba ejthetik a diszlokációt. Majd a folyamat indul előlről [8].

3 Saját kísérleti eredmények és értelmezésük

3.1 Vizsgálati minták és mérési módszerek

Ebben a fejezetben a mérés során használt minták összetételét, a rajtuk elvégzett eljárásokat, illetve a mérési módszereket szeretném ismertetni.

3.1.1 Minták összetétele

A mérések során Al alapú mintákat vizsgáltam, melyek Zn-t, Mg-t és kis mennyiségű Zr-t is tartalmaznak. A mérések során használt összes minta összetétele megegyezik. Az ötvözők koncentrációja a következő:

Zn	Mg	Zr
4,8 at%	1,2 at%	0,14 at%

Az ilyen nagy ötvözőkoncentrációval rendelkező Al ötvözeteket nagyszilárdságú AlZnMg ötvözeteknek nevezik. A Zr ilyen kis hozzáadott mennyiségben is jelentős változásokat okoz. Nagyon stabil Al_3Zr részecskéket képez az alumíniummal, amelyek a szemcsehatárok mozgását megakadályozva fontos szerepet játszanak a finomszemcsés szerkezet létrejöttében [5]. A kisebb szemcseméret pedig a Hall-Petch formula (lásd: 4. egyenlet) értelmében az anyag szilárdságának növekedéséhez vezet.

$$\tau \sim \frac{1}{\sqrt{d}}, \quad (4)$$

ahol τ a nyírófeszültség, d pedig a szemcseméret.

3.1.2 Mintákon végzett eljárások

A minták a méretrevágást követően mechanikai csiszoláson és elektropolírozáson estek át. Az egyes mintákon végzett eljárásokat az alábbiakban foglalom össze:

1. minta: $Q + RT(t)$
2. minta: $Q + 80^{\circ}C(t)$
3. minta: $Q + 120^{\circ}C(t)$
4. minta: $Q + RT(\sim 1 \text{ év}) + 80^{\circ}C(t)$
5. minta: $Q + RT(\sim 1 \text{ év}) + 120^{\circ}C(t)$
6. minta: $Q + RT(\sim 1 \text{ év}) + 170^{\circ}C(t)$
7. minta: $4pECAP + 80^{\circ}C(t)$
8. minta: $4pECAP + 120^{\circ}C(t)$
9. minta: $4pECAP + 170^{\circ}C(t)$

Q (angolul quenching) a minták edzését jelenti. Ez egy fél órás $470\text{--}480^{\circ}C$ -os oldó hőkezelésből és egy gyors hűtési szakaszból állt. A hűtés a minta kohóból szobahőmérsékletű vízbe való ejtésével történt meg.

RT (room temperature) a minta szobahőmérsékleten való hevertetését jelöli. A $80, 120$, ill. $170^{\circ}C$ -os folyamatok pedig hőkezeléseket jelentenek, melyek olajban voltak végezve. Az időfüggésük úgy értendő, hogy a minták keménysége volt mérve annak az időnek a függvényében, amit a minták az adott hőkezeléseken eltöltöttek.

Az ECAP (Equal Channel Angular Pressing), magyarul könyöksajtolás, egy a mintában nagy képlékeny deformációt eredményező eljárás. A sajtoló egy olyan könyökből áll, melynek mindkét kivezetésén azonos keresztmetszetű cső található. A folyamat során, a csővel megegyező keresztmetszetű mintát az egyik csőbe helyezik, majd egy külső erő segítségével átpréselik azt a könyökön. A könyökben végbemenő nyírási folyamatoknak köszönhető a nagy mértékű deformáció. A módszer előnye, hogy a minta keresztmetszete nem változik és ennek köszönhetően a folyamat megismételhető a még nagyobb deformáció érdekében [9]. A mérés során használt $4pECAP$ minta megnevezésében is a $4p$ arra utal, hogy a sajtolást négyszer végezték el.

3.1.3 Keménységmérések

Bár az anyagok keménységéről mindig is volt valamiféle elképzelése az emberiségnek, mégis nagyon sokáig nem létezett igazi keménységmérési módszer. A 19. sz. elején Friedrich Mohs létrehozta a Mohs-féle keménységi skálát (lásd: 6. ábra). A skála 10 ásványból áll úgy, hogy a nagyobb sorszámmal rendelkező ásványokkal karcollhatóak a tőlük kisebb sorszámmal rendelkező társaik. Ez alapján meg lehetett mondani, hogy a vizsgált anyagot a skála mely tagjai tudják karcolni és így az anyaghoz egy számot lehetett rendelni, hogy hol helyezkedik el a skálában. A Mohs-féle keménységi skála tehát csak kvalitatív eredményekkel tud szolgálni.

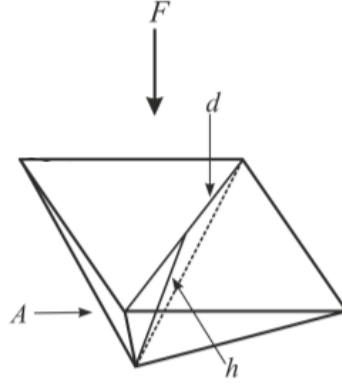
Sorszám	Ásvány neve
1.	Talk
2.	Gipsz
3.	Kalcit
4.	Fluorit
5.	Apatit
6.	Ortoklász
7.	Kvarc
8.	Topáz
9.	Korund
10.	Gyémánt

Ábra 6: Mohs-féle keménységi skála

Ma már elterjedtek a kvantitatív keménységi mérések, melyek során egy csúccsal rendelkező ún. nyomófejet F erővel a minta felszínére merőlegesen nyomnak a vizsgálandó anyagba. A nyomófej addig hatol be az anyagba, amíg a felületi nyomás nem válik akkorává, hogy az ellen tudjon állni a nyomófejnek. Ezután a nyom nagyságából illetve az F erőből meghatározzák a keménységet. A kapott keménységértékek azonban nagyban függenek a nyomófej geometriájától.

Statikus keménységmérés [16]:

Anyagtudományi mérések esetében a Vickers-féle keménységmérés a legelterjedtebb. Akkor beszélünk erről a keménységmérési módszerről, ha a nyomófej egy tetragonális alapú gyémántpiramis (lásd: 7. ábra). A piramis szemközti oldalai által bezárt szög $135,95^\circ$. A Vickers-keménységet (továbbiakban HV) az F nyomóerő és az A



Ábra 7: Vickers-féle nyomófej sematikus ábrája [16]

érintkezési felület hányadosaként adják meg. Az érintkezési felület kiszámolható a Vickers fej jellegzetes négyzet alakú lenyomatának d hosszúságú átlójából az alábbi képlet alapján:

$$HV = \frac{F}{A} = \frac{F \cdot 2 \sin\left(\frac{135.95}{2}\right)}{d^2} = 1,8544 \frac{F}{d^2} \quad (5)$$

A nyomófej tökéletes geometriai kivitelezését feltételezve a nyom h mélysége és d átlója közt a következő összefüggés áll fenn:

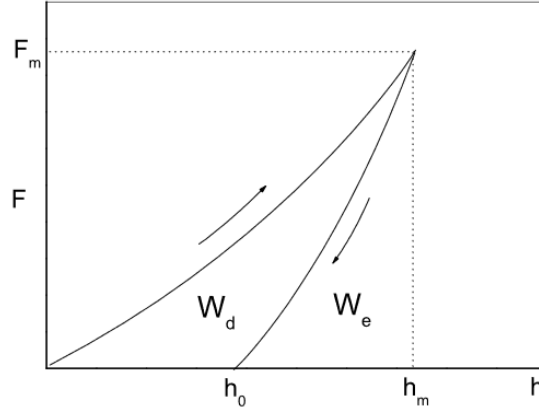
$$d = 7h \quad (6)$$

Dinamikus keménységmérés: Nanoindentáció [16]

Az eddig ismertetett eljárás a statikus Vickers-féle keménységmérésre vonatkozik, mely során csak az F és d mérésével határozzuk meg a keménységet. Nagyon elterjedt módszer, de az anyagban zajló dinamikai folyamatokról nem tud képet adni. Emiatt fejlesztették ki az ún. mélységérzékeny vagy dinamikus keménységmérést. Ennél a mérési eljárásnál a számítógép állandó terhelési sebesség mellett nyomja be a fejet a mintába, majd ugyanezzel a sebességgel húzza ki. E folyamat során a számítógép folyamatosan méri az F nyomóerőt és a h benyomódási mélységet a t idő függvényében. A kapott adatok segítségével a számítógép felrajzolja az F - h vagyis a nyomóerő-benyomódási mélység görbét (lásd: 8.ábra) [16].

A görbe növekvő szakaszát terhelési szakasznak nevezik. Ekkor növekvő nyomóerő mellett a nyomófej behatol a mintába egészen addig, amíg el nem éri a mérés kezdetén megadott maximális nyomóerő értéket (F_m). A terhelési szakasz egyes F - h pontpárjaiból meghatározhatóak a keménységértékek.

Az F_m elérése után a mérőberendezés kiemeli a nyomófejet. Ezzel kezdetét veszi az ún. tehermentesítési szakasz, melynek alakjából a mintában levő rugalmassági feszültségek változására lehet következtetni [16]. Oliver és Pharr sik-



Ábra 8: Dinamikus (mélységérzékeny) keménységmérés sematikus nyomóerő-benyomódási mélység görbéje [16]

erősen határozta meg ezen tehermentesítési görbék alakját hatványfüggvények segítségével [16]. Továbbá sikerült megmutatniuk, hogy a minta ún. redukált modulusza (E_r) meghatározható a maximális erő (F_m), maximális benyomódási mélység (h_m) és a tehermentesítési szakasz maximális erőhöz tartozó meredekségéből:

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}S}{2\beta\sqrt{A}}, \quad (7)$$

ahol S a rugalmas merevség, A az érintkezési felület, β pedig a nyomófej lenyomatát figyelembe vevő konstans (Vickers-fej esetén $\beta = 1,034$) [16]. A Young-modulusz (E) pedig meghatározható a redukált moduluszból a minta Poisson-számának segítségével:

$$E = E_r(1 - \nu^2) \quad (8)$$

3.2 Mikrokeménységmérés eredményei

3.2.1 Kiindulási állapotok

A statikus keménységméréseket egy Zwick/Roell mikrokeménységmérő berendezéssel végeztem, Vickers-féle nyomófejjel. Először összehasonlíthatjuk a még nem hőkezelt ($t=0$) minták keménységét, hogy lássuk milyen hatással vannak a különböző eljárások a minták keménységére. Az eredmények a következők:

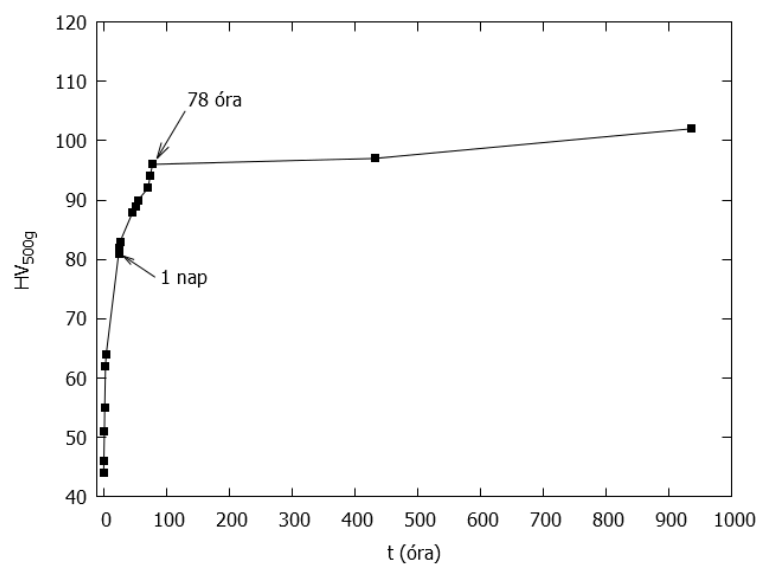
Eljárás	HV (Vickers-keménység)
Q	47
Q + RT(~ 1 év)	112
4pECAP	155

Nem meglepő módon a legkisebb keménységgel az edzés utáni minta rendelkezik, hiszen bár a szilárdoldat állapot lezárult, kiválásoknak még nem volt ideje keletkezni. Ezzel szemben az edzést követően hosszú ideig szobahőmérsékleten hevertetett minta keménysége már sokkal nagyobb. Ez a szilárd oldat állapot megszűnésének, a kiválások, GP zónák kialakulásának tudható be. A legnagyobb keménységgel természetesen a 4pECAP minta rendelkezik. A nagy deformáció hatására rengeteg diszlokáció alakult ki benne, amelyek az alakítási keményedés jelenségének megfelelően növelik az anyag szilárdságát. Továbbá nagymennyiségű GP zóna is jelen van a mintában, ugyanis a könyöksajtolás után a minta szobahőmérsékleten volt tárolva.

3.2.2 Mesterséges hőkezelések hatása

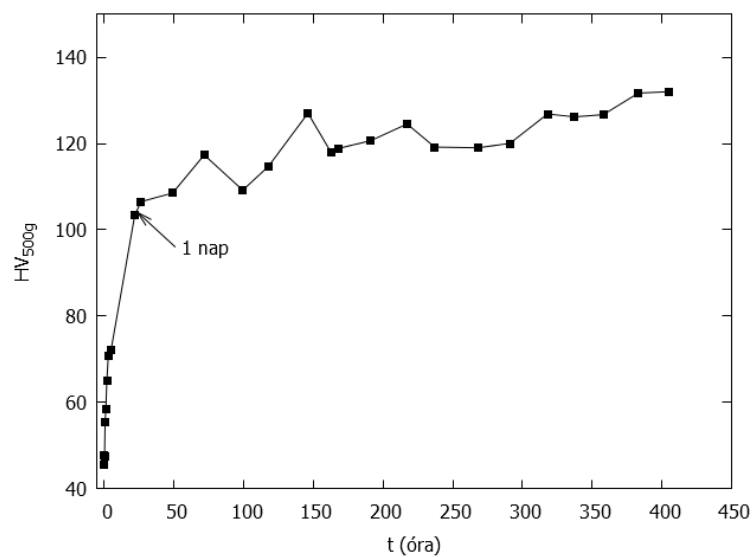
a, Frissen edzett (Q állapotú) minták szilárdságára:

A 9. ábra mutatja az edzés utáni szobahőmérsékleten hevertetett minta keménységét a hevertetési idő függvényében. Jól látható a GP zónák képződésének hatása a hevertetés korai szakaszában, ahol a keménység meredeken nő az idő függvényében. Az anyag keménysége (HV értéke) 2 napnyi hevertetés elteltével a kezdeti érték kétszeresére nő. Ez a GP zónaszerkezet kialakulásának köszönhető. Az olyan anyagokat, amelyek keménysége szobahőmérsékleten való hevertetés következtében nő, önnemesedő anyagoknak nevezik. Ezek alapján elmondható, hogy a mérés során használt AlZnMg ötvözetünk szintén egy ilyen önnemesedő ötvözet. Kb. 3 napnyi hevertetés után megáll a nagyütemű növekedés. Ez annak tudható be, hogy már nem képződnek nagymértékben újabb GP zónák. Ezután láthatóan a görbe telítésbe megy, vagyis fennmarad az eddig kialakult szerkezet, a GP zónák nem alakulnak tovább.



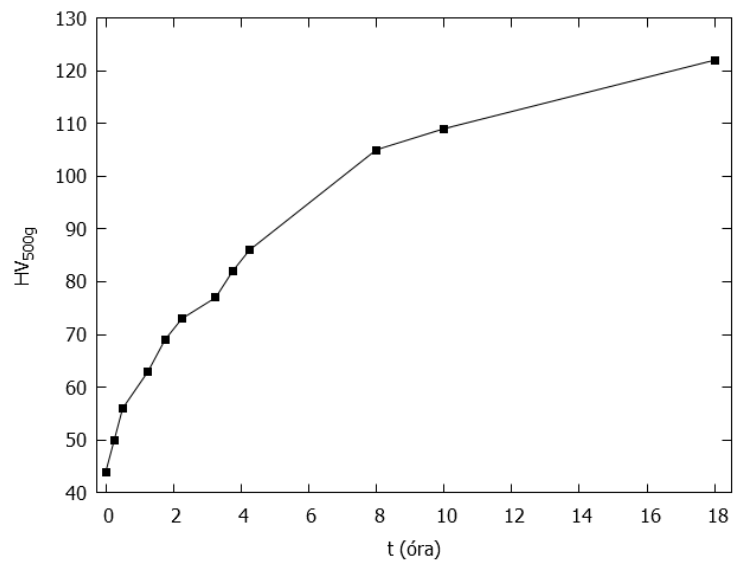
Ábra 9: $Q + RT(t)$

A frissen edzett minta keménysége (HV_{500g}) a szobahőmérsékleten való hevertetés idejének (t) függvényében

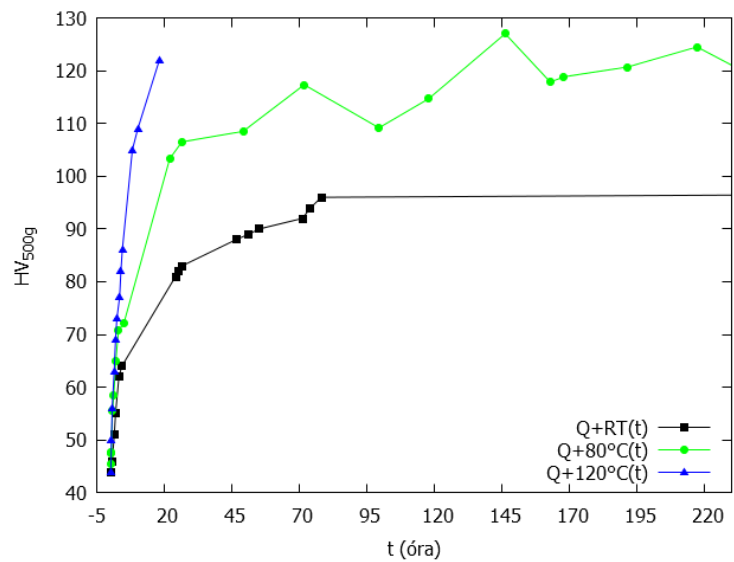


Ábra 10: $Q + 80^{\circ}C(t)$

A frissen edzett minta keménysége (HV_{500g}) $80^{\circ}C$ -os hőkezelés idejének (t) függvényében



Ábra 11: Q + 120°C(t)
A frissen edzett minta keménysége (HV_{500g}) 120°C-os hőkezelés idejének (t) függvényében

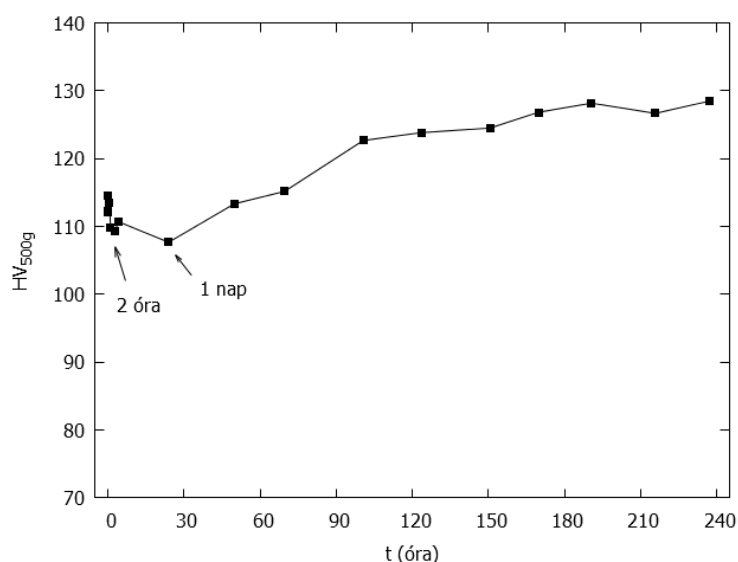


Ábra 12: A frissen edzett minták keménysége (HV_{500g}) különböző hőmérsékletű hőkezelések idejének (t) függvényében

A 80 és 120°C-os mesterséges hőkezelések hatását mutatja a 10. és 11. ábra. Jól látható, hogy mind a két hőkezelés pozitív hatással van a minták szilárdságára, illetve nagymértékben gyorsítja a szilárdságnövelő folyamatokat. Míg szobahőmérséklet mellett kb. 2 napra volt szükség a HV értékének megduplázódásához, addig 80°C mellett ez az idő kb. 14 óra, 120°C mellett pedig már csak 4 óra. Ezek a mesterséges kezelések nem csak gyorsítják, hanem növelik is a maximális HV értéket. A kb. 1 hét (~170 óra) utáni tartományt tekintve, látható, hogy 80°C-os hőkezelés mellett kb. 20%-kal nagyobb keménységet tudunk elérni, mint szobahőmérsékleten való hevertetéssel. Ez arra utal, hogy nem csak a GP zónák kialakulásának üteme tér el egymástól a két folyamat során, hanem a szerkezet is. A 80°C-os hőkezelés esetén feltehetően a magasabb hőmérsékleten kialakuló (GP II) zónák megjelenése is nagymértékben növeli az anyag szilárdságát. Az elmondottakat összefoglalva a 12. ábra mutatja az összes hőkezelés hatását a frissen edzett minták keménységére.

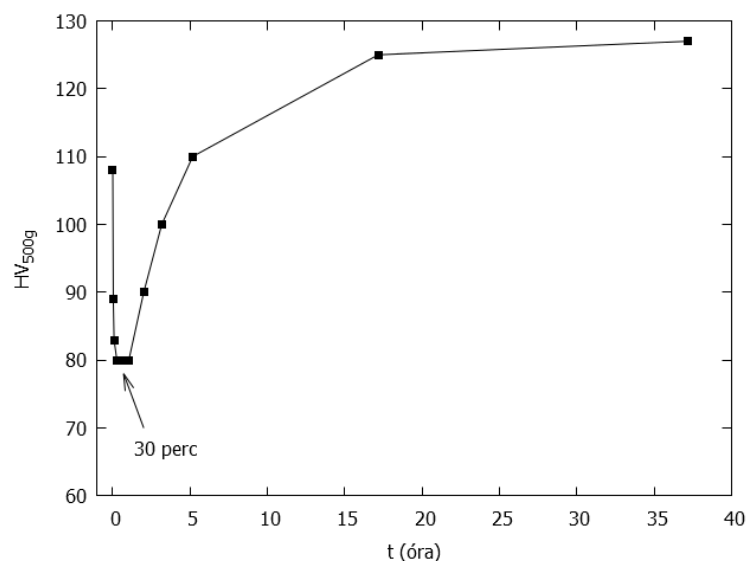
b, Hosszú időn át szobán hevertetett (Q+RT (~1 év)) minták szilárdságára:

A kiindulási minták az edzést követően sokáig (kb. 1 évig) szobahőmérsékleten voltak hevertetve. Ennek következtében már kifejlett GP zóna rendszerrel rendelkeznek. A 13., 14. és 15. ábrák mutatják a 80, 120 és 170°C-os mesterséges hőkezelések hatását a kiindulási minták keménységére. Ezeken a méréseken meg lehet figyelni azt is, hogy milyen hatással vannak az egyes hőkezelések a kialakult zónákra.



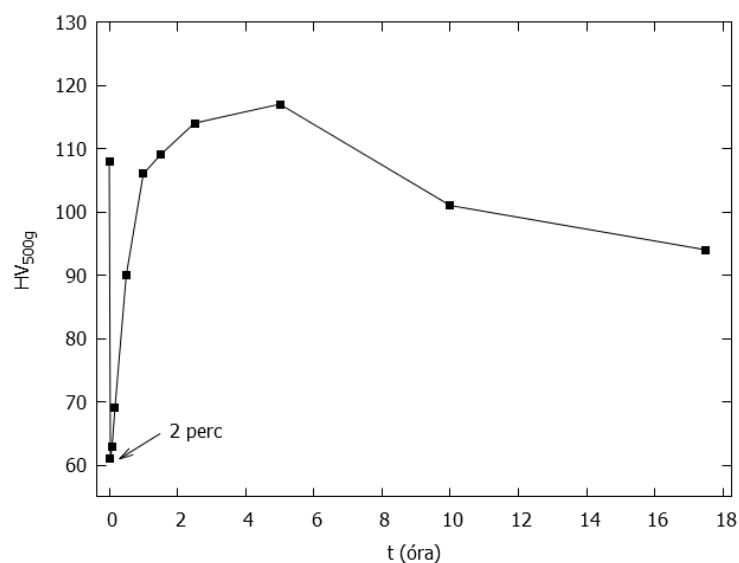
Ábra 13: Q + RT(~1 év) + 80°C(t)

Az edzést követően hosszú időn át (~1 év) szobahőmérsékleten hevertetett minta keménysége (HV_{500g}) 80°C-os hőkezelés idejének (t) függvényében



Ábra 14: Q + RT(~ 1 év) + 120°C(t)

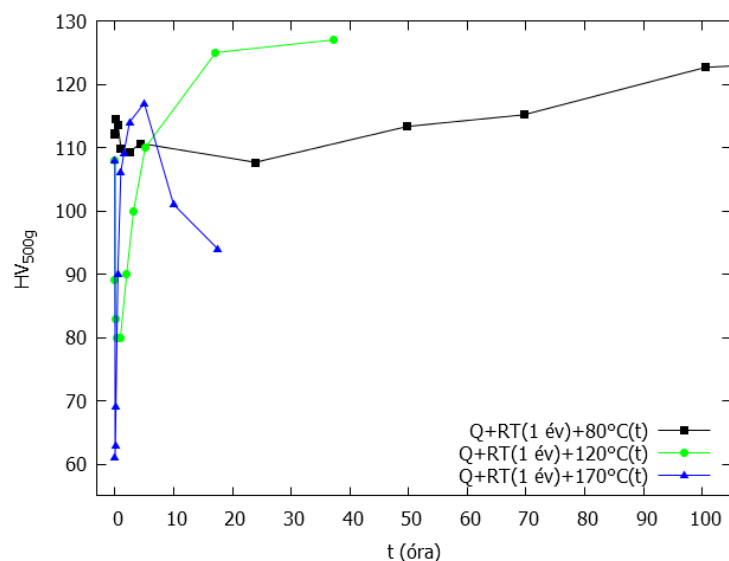
Az edzést követően hosszú időn át (~ 1 év) szobahőmérsékleten hevertetett minta keménysége (HV_{500g}) 120°C-os hőkezelés idejének (t) függvényében



Ábra 15: Q + RT(~ 1 év) + 170°C(t)

Az edzést követően hosszú időn át (~ 1 év) szobahőmérsékleten hevertetett minta keménysége (HV_{500g}) 170°C-os hőkezelés idejének (t) függvényében

A 80°C-os mesterséges hőkezelést kapott mintán (13. ábra) az első napban puhulás figyelhető meg, melynek első 2 órás szakaszában meredeken csökken a keménység. Ekkor valószínűleg az instabilabb GP zónák feloldódnak. Egy napos hőkezelés után a keménység nöni kezd, majd kb. ugyanolyan ütemben nő a keménység, mint a frissen edzett (Q) minta (10. ábra) esetében. A 120°C-os hőkezelést kapott mintában a GP zónák feloldódnak, ennek köszönhető a keménység meredek zuhanása. 30 perces hőkezelés után, azonban a minta keményedni

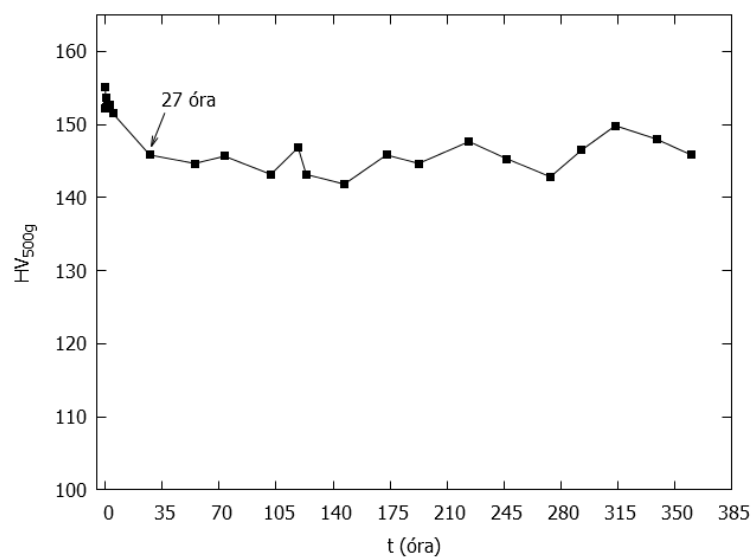


Ábra 16: Az edzést követően hosszú időn át (~ 1 év) szobahőmérsékleten hevertetett minta keménysége (HV_{500g}) különböző hőmérsékletű hőkezelések idejének (t) függvényében

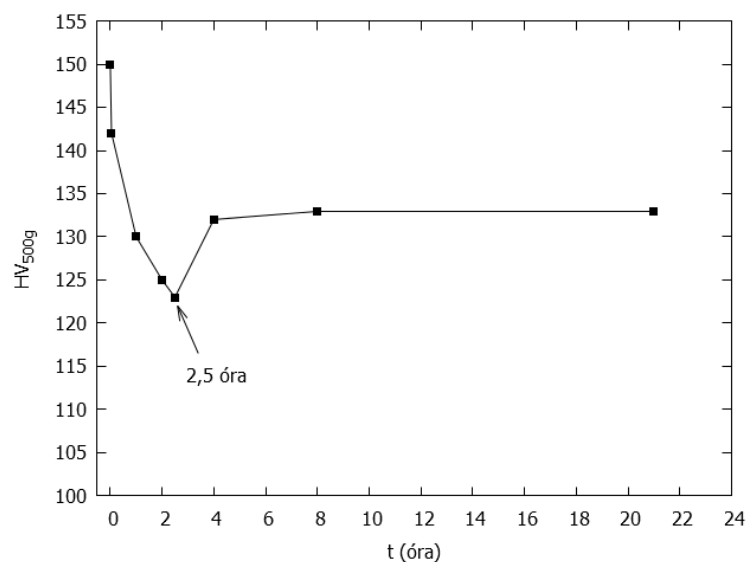
kezd és a hőkezelés előtti állapotához képest is kb. 15%-os szilárdság-növekedést produkál. Ez arra utal, hogy már a hőkezelés előtt az anyagban levő GP-zónáknál egy nagyobb keménységet elősegítő kiválás típus van jelen az anyagban. Ez a kedvező hatás az η' kiválásoknak felel meg leginkább. A 170°C-os hőkezelés esetében a puhulás még intenzívebben jelentkezik. Csupán 2 perc alatt a minta keménysége csaknem a felére csökken. A 120°C-os esetben mért legkisebb keménységi értéknél is alacsonyabbra. Ez a GP-zónák még erősebb feloldódásának és az ezen a hőmérsékleten már végbemenő diszlokációeltüntető folyamatoknak köszönhető. Ezt egy keményedési szakasz követi, amelynek végén a minta keményebb lesz mint a hőkezelés előtti állapotában. Ezt még az η' kiválások okozzák. A 170°C-os hőmérséklet viszont már elegendő az η' -ból η típusú kiválásokba való átalakuláshoz, ami elvezet az ún. túlóregedés jelenségéhez (a minta puhább, mint a hőkezelés előtti állapotában). A 16. ábra mutatja mind a három hőkezelés hatását összehasonlítás céljából.

c, Erősen deformált (4pECAP) minták szilárdságára:

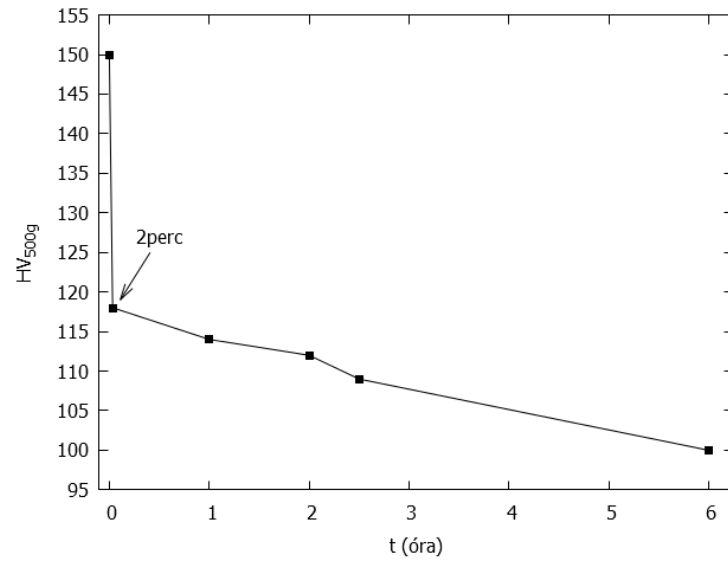
Az ECAP minták erős zónaszerkezettel és nagymennyiségű diszlokációval rendelkeznek. Érdekes megfigyelni, hogy ezek hogyan reagálnak az egyes hőkezelésekre. A 80°C-os hőkezelésnek (17. ábra) nincs komolyabb hatása a mintára nézve. Egy kisebb kezdeti puhulás figyelhető meg az első kb. 27 órában. Ekkor valószínűleg a kevésbé stabil GP zónák oldódnak fel. A 120°C-os hőkezelés (18. ábra) mellett azonban megfigyelhető egy puhulási szakasz, amikor kb. 20%-kal csökkent a keménység. Majd egy enyhe keményedés következik és ezután a görbe telítésbe



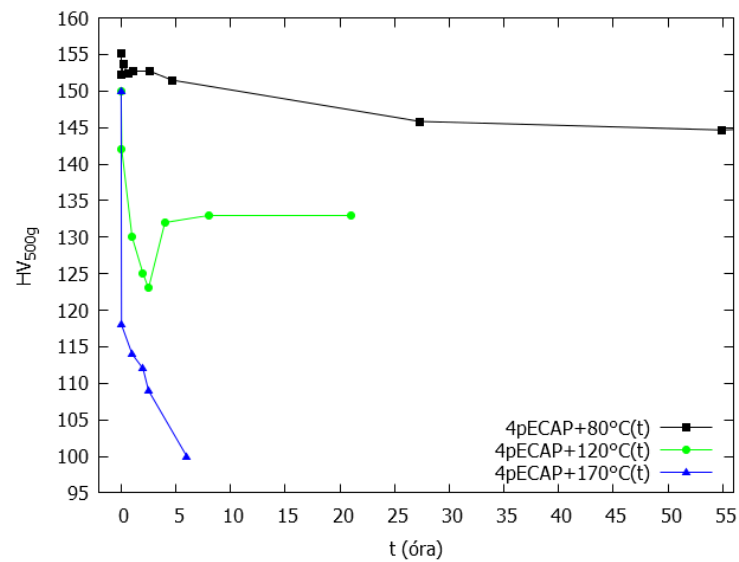
Ábra 17: 4pECAP + 80°C(t)
A 4pECAP minta keménysége (HV_{500g}) 80°C-os hőkezelés idejének (t) függvényében



Ábra 18: 4pECAP + 120°C(t)
A 4pECAP minta keménysége (HV_{500g}) 120°C-os hőkezelés idejének (t) függvényében

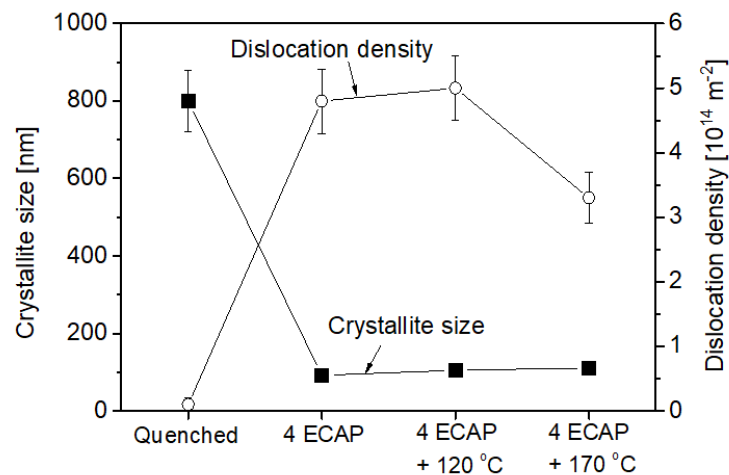


Ábra 19: 4pECAP + 170°C(t)
A 4pECAP minta keménysége (HV_{500g}) 170°C-os hőkezelés idejének (t) függvényében



Ábra 20: A 4pECAP minták keménysége (HV_{500g}) különböző hőmérsékletű hőkezelések idejének (t) függvényében

megy. A meredek puhulós szakasz 2.5 órányi hőkezelésig tart. A 170°C-os hőkezelés (19. ábra) jól láthatóan mind a zónaszerkezetre, mind a diszlokációkra nézve romboló hatással van. Már egy 2 perces hősokk után is 20%-kal csökkent az anyag keménysége. Itt szeretném megemlíteni, hogy röntgendiffrakciós (XRD) vizsgálat alapján (melyet Gubicza Jenő tanár úr végzett el és eredményeit a rendelkezésemre bocsátotta ezen szakdolgozat megírásához) (lásd: 21. ábra) a 170°C-os hőkezelés hatására erősen csökkent az anyag diszlokációsűrűsége. Ezzel ellentétben a 120°C-os hőkezelés mellett nem változott a diszlokációsűrűség. Így hát a 120°C-os hőkezelés során tapasztalható kezdeti csökkenő szakasz a GP zónák feloldódásával magyarázható. Az ezután következő keményedési szakaszban a legnagyobb HV érték azonban kisebb, mint a hőkezelés előtti állapotban. Ebből arra lehet következtetni, hogy bár megindul további kiválások képződése, azok szilárdságnövelő hatása elmarad a 4pECAP minták erős deformáció által kialakított kiválások szilárdságnövelő hatásától. A 20. ábrán együttesen látható mind a három hőkezelés hatása.

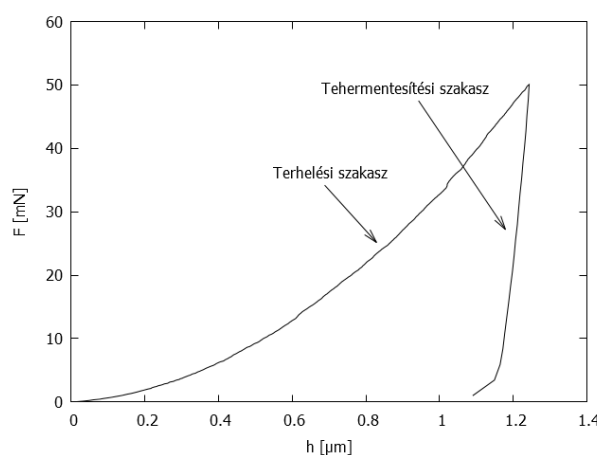


Ábra 21: Az átlagos kristálméret és diszlokációsűrűség különböző hőkezelések esetén
(készítette: Dr. Gubicza Jenő)

3.3 Nanoindentációs mérések eredményei

Láttuk a 3.2 pontban, hogy a frissen edzett (Q) minta esetében (lásd: 10. ábra) a szobán való hevertetés korai szakaszaiban nagyon jelentős a GP zónák képződésének szilárdságnövelő hatása, ami miatt gyorsan növekszik az anyag keménysége. A folyamat további nyomon követése céljából nanoindentációs mérési technikát is használtam. Egy frissen edzett és szobahőmérsékleten hevertetett mintán időnként nanoindentációs mérést végeztem egy UMIS típusú mérőberendezéssel. A mérések során beállított maximális terhelőerő értéke 50 mN és a terhelési sebesség 0.1 mN/s volt. A berendezés 500 pontban rögzítette az egyes erőértékekhez tartozó benyomódási mélységet.

Egy ilyen mérés erő-benyomódási mélység grafikonja látható a 22. ábrán. A továbbiakban a jobb áttekinthetőség érdekében csak a terhelési szakaszokat fogom feltüntetni az ábrákon.

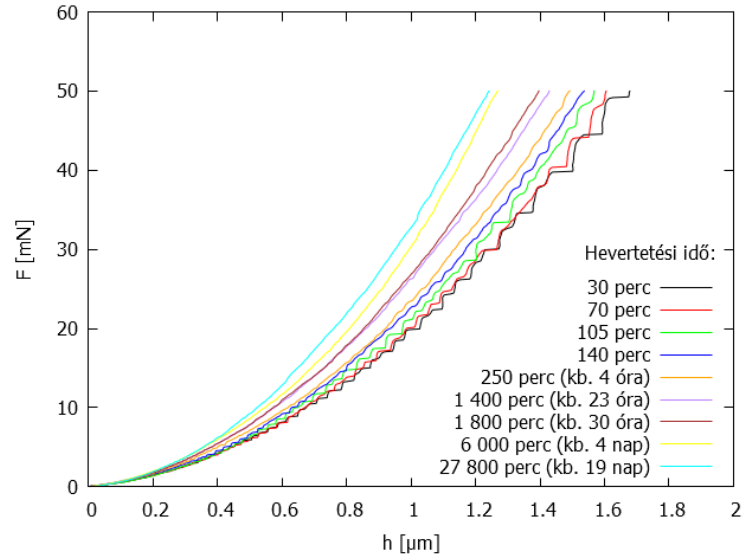


Ábra 22: Nanoindentációs mérés F-h grafikonja

3.3.1 Frissen edzett minta szobahőmérsékleten való hevertetésének hatása a szilárdságra

A különböző hevertetési idő után kapott F-h grafikonok a 23. ábrán láthatóak. A különböző színű görbék az edzés után eltelt különböző időtartamokhoz tartoznak. Megfigyelhető, hogy a szobahőmérsékleten való hevertetéssel a görbék egyre meredekebbek lesznek. A meredekség növekedése a minta keményedését jelzi, hiszen ekkor azonos nyomóerő (F) mellett egyre kisebb lesz a benyomódási mélység (h). Ismét megfigyelhettük tehát az általunk használt AlZnMg ötvözetrendszer önnemesedő tulajdonságait.

A berendezés egy-egy görbe esetén meghatározza a keménység értékét is. Ezeket azonban nem érdemes összehasonlítani a korábban mikrokeménységmérések



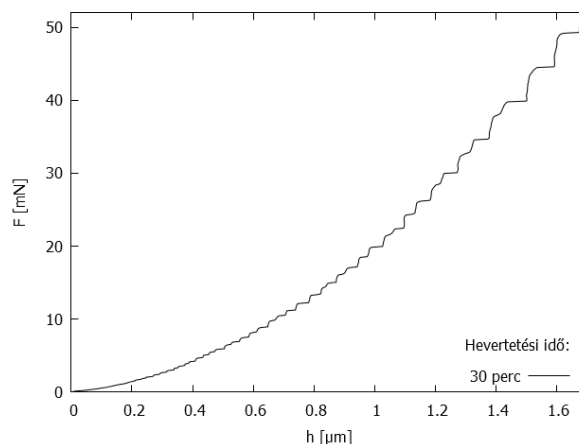
Ábra 23: Frissen edzett minta szobahőmérsékleten való hevertetés során felvett nanoindentációs görbéi

során kapott HV értékekkel, ugyanis nagyságrendbeli különbségeket találunk. Ez azzal magyarázható, hogy a nanoindentáció során a kis benyomódási mélységnek köszönhetően a mérés során egyéb effektusok is fellépnek.

3.3.2 A Portevin-Le Chatelier effektus megfigyelése

Már a 23. ábrán is látható, hogy az edzés után rövid időn belül végzett mérésekhez tartozó görbék eltérnek a pl. 22. ábrán látható megszokott sima görbétől. Ezeken ugyanis periodikus módon lépcsők jelennek meg. A jobb átláthatóság kedvéért vegyük csak pl. az edzés után 30 perccel végzett mérés grafikonját (lásd: 24. ábra).

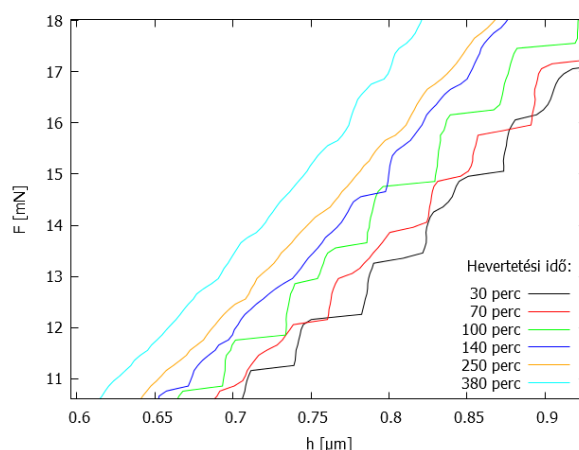
Egy-egy ilyen lépcsőfok azt jelenti, hogy a benyomódási mélység (h) növeléséhez nem feltétlenül szükséges mindig növekvő F erő. Sőt! A lépcsőfokok vízszintes része azt jelenti, hogy csaknem állandó nyomóerő hatására is ugrásszerűen képes megnőni a benyomódási mélység. Ezzel ellentétben a lépcső függőleges szakaszai azt jelentik, hogy egyes szakaszokon hiába növeljük a nyomóerőt, a nyomófej nem vagy csak nagyon kis mértékben hatol tovább a mintába. Ez azt jelenti, hogy az anyagban lokális keményedések ill. lágyulások, vagyis plasztikus instabilitások figyelhetők meg [8]. A jelenség amelyet tehát megfigyeltünk nem más, mint a PLC effektus.



Ábra 24: Edzés után 30 perccel végzett nanoindentációs mérés F-h grafikonja

3.3.3 Szilárd oldat állapot megszűnése a szobahőmérsékleten való hevertetés hatására

Visszatérve a 23. ábrához azt is láthatjuk, hogy a hevertetési idő függvényében a görbék lépcsőzetessége (PLC effektus) romlik, majd végleg megszűnik. A szilárd oldat állapot megszűnésének idejét az edzést követően nehéz meghatározni. Ez annak köszönhető, hogy bár már szobahőmérsékleten is elkezdnek kialakulni az első kiválások GP zónák formájában, az anyag mégis rendelkezik még szilárd oldat állapotra jellemző tulajdonságokkal. Ilyen tulajdonságok következménye a megfigyelt PLC effektus is. Ez azonban azt jelenti, hogy ha megfigyeljük az edzés utáni hevertetés idejének függvényében a lépcsőzetesség (PLC effektus) megszűnését, akkor meg tudjuk határozni a szilárd állapot végét is.



Ábra 25: Edzés után végzett nanoindentációs mérések

A 25. ábrán az edzés utáni szobahőmérsékleten való hevertetés korai szakaszában történt nanoindentációs mérések erő-benyomódási mélység görbéinek

kinagyított szelete látható. Valóban látható, hogy a hevertetés elteltével a minta keményedik, vagyis GP zónák alakulnak ki, ezzel szemben a lépcsőzetesség fokozatosan romlik. A 105 perces (1 óra 45 perces) hevertetéshez tartozó görbén is még határozott lépcsők figyelhetők meg. A 140 perces és 250 perces hevertetéshez tartozó görbén viszont már csak elvétve fordulnak elő. Az ezt követő mérések azonban már nem utalnak PLC effektus fellépésére. Ennek köszönhetően elmondható, hogy az Al-Zn-Mg ötvözetünk szilárd oldat állapota az edzést követően kb. 4 órán belül szűnt meg szobahőmérsékleten.

4 Összefoglalás

A mérés során kapott főbb eredményeket, következtetéseket az alábbi pontokban foglalom össze:

1. Mind mikrokeménység, mind nanoindentációs mérésekkel bizonyítottuk a mérések során használt ötvözet önnemesedő tulajdonságát szobahőmérsékletű hevertetés mellett.
2. A legjobb szilárdságnövelő eljárásnak a nagy deformációt okozó négyszeres könyöksajtolás (4pECAP) adódott. Ám a további mesterséges hőkezelések (80°C, 120°C, 170°C), bár eltérő mértékben, de mind puhították a 4pECAP mintákat.
3. A frissen edzett minták a kiválások hiányának köszönhetően a legkisebb keménységgel rendelkeztek. Elmondható azonban, hogy ezek a minták reagáltak legjobban a mesterséges hőkezelésekre (RT, 80°C, 120°C) és produkálták a legnagyobb szilárdságnövekedést azok hatására.
4. A szobahőmérsékleten kb. 1 évig hevertetett mintákon megfigyelhettük a már kifejlett GP zónaszerkezetre ható mesterséges hőkezelések hatását. A 80 és 120 °C-os hőkezelések egy kezdeti puhulási szakasz kivételével növelték a minták szilárdságát a kezdeti állapothoz képest. Ezzel szemben a 170°C-os mesterséges hőkezelés az ún. túlregítés jelenségét idézte elő a mintában.
5. A nanoindentációs méréseknek köszönhetően megfigyelhettük a Portevin-Le Chatelier effektust egy frissen edzett mintában szobahőmérsékleten való hevertetés mellett. Megfigyelve, hogy az edzést követően mennyi időn belül szűnt meg a PLC effektus egy becslést tudtunk adni a minta szilárd oldat állapot megszűnésének idejére is.

5 Köszönetnyilvánítás

Szeretnék köszönetet mondani témavezetőmnek, Nguyen Quang Chinh tanár úrnak a rengeteg segítségért, jó tanácsért amit mind a mérések, mind a szakdolgozat írása közben kaptam tőle. Hálás vagyok továbbá közvetlenségéért és türelméért.

Szeretném megköszönni, hogy témavezetőm és kutatócsoportja a rendelkezésemre bocsátotta egyes minták mikrokeménység mérés eredményeit, ezzel lehetővé téve e szakdolgozat létrejöttét.

Köszönöm Ö. Kovács Alajos tanszéki mérnök segítségét a minták előkészítésében, továbbá dr. Gubicza Jenő egyetemi tanár úrnak, hogy rendelkezésemre bocsátotta röntgendiffrakciós méréseinek eredményét.

6 Irodalomjegyzék

- [1] Pilissy Lajos: Az alumíniumöntészet fejlődésének története a kezdetektől 1945-ig, Öntödei múzeumi füzetek 19., 2008
- [2] Mikael Höök, Leena Grandell: Assessing Rare Metal Availability Challenges for Solar Energy Technologies, 2015
- [3] U.S. Geological Survey, Aluminium statistics [last modified January 19, 2017], in Kelly, T.D., and Matos, G.R., comps., Historical statistics for mineral and material commodities in the United States at <https://minerals.usgs.gov/minerals/pubs/historical-statistics/>
- [4] Ungár T., Honyek Gy.: Szilárdoldatos keményedés Magyar Fizikai Folyóirat XXIX. kötet, Akadémiai kiadó, Budapest 1981
- [5] Reich Lajos: Szilárdságnövelő és kiválósos folyamatok az AlZnMg(Cu,Zr) ötvözetekben (1997)
- [6] Lendvai János: Kiválósos keményedés Magyar Fizikai Folyóirat XXIX. kötet, Akadémiai kiadó, Budapest 1981
- [7] Győri Tivadar: Nemlineáris folyamatok vizsgálata: Plasztikus instabilitásra és földrengésre jellemző lavinák szimulációja, és statisztikai elemzése, MSc Szakdolgozat, 2011
- [8] Csikor Ferenc: Plasztikus instabilitások Al-Cu, Al-Mg és Al-Si ötvözetekben dinamikus mikrokeménységmérés során
- [9] Nguyen Quang Chinh: Lapcentrált köbös fémek és ötvözetek képlékeny alakváltozási folyamatainak leírása és elemzése, MTA doktori értekezés, 2015
- [10] Bérces György: Befagyasztási keményedés Magyar Fizikai Folyóirat XXIX. kötet, Akadémiai kiadó, Budapest 1981
- [11] Groma Géza: Fázisátalakulások a nemesíthető, közepes szilárdságú AlZnMg ötvözetekben Magyar Fizikai Folyóirat XXX. kötet, Akadémiai kiadó, Budapest 1982
- [12] P. K. Mandalet al. Int. Journal of Engineering Research and Application-
www.ijera.com ISSN: 2248-9622, Vol. 6, Issue 1, (Part - 6) January 2016, pp.91-97

- [13] Myriam Nicolas: Precipitation evolution in an Al-Zn-Mg alloy during non-isothermal heat treatments and in the heat-affected zone of welded joints; Material chemistry, Institut National Polytechnique de Grenoble - INPG, 2002. English. tel-00370436
- [14] Székely Ferenc, Reich Lajos, Kovács Zsolt: Réz és Cirkónium Hatása AlMgZn-ötvözetekben Lezajló Kiválósos Folyamatokra és az Ötvözet Mechanikai Tulajdonságaira, Tudományos Diákköri Dolgozat, 1995 Budapest
- [15] A. Sarkar, Charles L. Webber Jr., P. Barat, P. Mukherjee: Recurrence analysis of the Portevin-Le Chatelier effect, 2008
- [16] Nguyen Quang Chinh, Gubicza Jenő: Dinamikus nano- és mikrokeménység mérése, Fizikai mérések (összevont laboratóriumi tananyag II.) 2. fejezet, ELTE TTK 2013