



BUDAPESTI MŰSZAKI és GAZDASÁGTUDOMÁNYI EGYETEM

Gépészmérnöki Kar

Pattantyús Ábrahám Géza Gépészeti Tudományok Doktori Iskola

Anyagtudomány és Technológia Tanszék

**A képlékenyalakításra szánt, alumíniummal csillapított lágyacél  
szalagok gyártástechnológiájának fémtani háttere**

**című PhD értekezés téziszülete**

Készítette:  
Mucsi András  
okleveles gépészmérnök

Témavezető:  
Dr. Dévényi László

2014



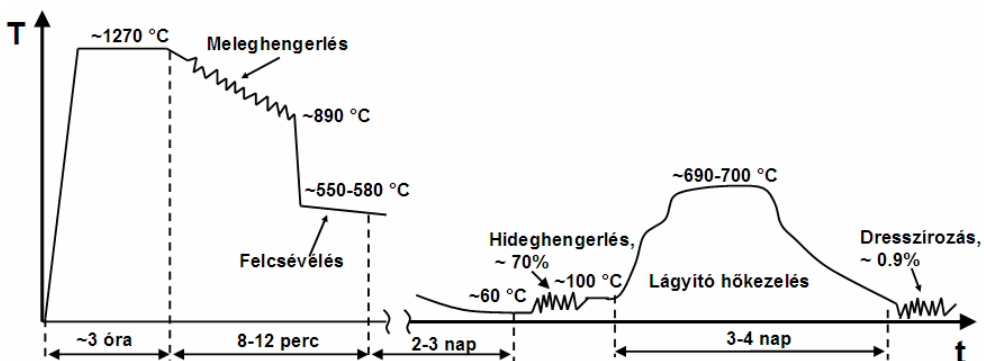
*Az értekezés bírálatai és a védésről készült jegyzőkönyv a későbbiekben a Budapesti  
Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem Gépészmérnöki Karának Dékáni  
Hivatalában megtekinthetők.*

## 1. Bevezetés, célkitűzés

A PhD értekezésem a műszaki anyagtudomány területéhez kapcsolódik, címe: A képlékenyalakításra szánt, alumíniummal csillapított lágyacél szalagok gyártástechnológiájának fémteni háttere. Az alumíniummal csillapított lágyacél finomlemezek széles körben használatosak képlékenyalakítással gyártott alkatrészek, burkolati elemek anyagaként. A disszertáció az MSZ EN ISO 10130 szabvány szerinti DC04 és DC05 minőségek gyártástechnológiáját, annak fő fémteni vonatkozásait tárgyalja. A tárgyalt minőségek összetételét 0,02-0,05% C, 0,18-0,3% Mn, 0,008-0,01% Si, 0,018-0,025% Cu, 0,015-0,028% Cr, 0,03-0,06% Al és 0,004-0,006% N jellemzi. Ezen minőségek előírásai nagyobb ötvöző- illetve szennyezőtartalmat is megengednek, jóllehet a folyáshatárra és az alakíthatóságra vonatkozó kriteriumok eléréséhez a kémiai összetételt az említett tartományban érdemes tartani.

A DC04-05 minőségek mechanikai tulajdonságait szakítóvizsgálattal minősítik. Az alakíthatósági paraméterek közül a minősítési eljárásban a szakadási nyúlás, az egyenletes nyúlás határáig elviselt logaritmikus alakváltozás, valamint a képlékenységi anizotrópia ( $r$ -érték) minimális értékeit írják elő.

A gyártástechnológia hét fő lépésből áll, melyek rendre a következők: a folyamatosan öntött bugák előmelegítése, meleghengerlés, csévézés, pácolás, hideghengerlés, lágyító hőkezelés és dresszírozás. A helyes gyártástechnológia egyes lépései egyetlen idő-hőmérséklet diagramban ábrázolva az 1. ábrán láthatók.



1. ábra: Az alumíniummal csillapított lágyacél szalagok gyártástechnológiájának főbb lépései (Mucsi, 2014 b)

A lemezbugákat lángkemencében hevítik fel, kb. 1270 °C-ra. Ez a felhevítés rendszerint 190-210 percig tart, mely után meleghengerlés következik. A meleghengerlés az előnyújtó soron és a készsoron, ausztenites tartományban történik ~ 890 °C átlagos hengerlési vég hőmérséklet mellett. A meleghengerlés utolsó szűrését követően a szalagot vízpermettel a csévézési hőmérsékletre hűtik, melynek helyes értéke 550-580 °C. A szalag felcsévézése után a tekercs igen lassan, mintegy 2-3 nap alatt hűl le kezelhető (~60 °C-os) hőmérsékletre. A melegtekercset pácolás után hideghengerléssel tovább alakítják. Az intenzív hűtő-kenő folyadék alkalmazása ellenére a szalag kb. 100-120 °C-ra melegszik fel hideghengerlés után. A hidegen hengerelt szalagokat ismét feltekercselik, majd három, vagy négy darabot egymásra helyezve harangkemencében lágyítják. A lágyítás kb. 3-4 napot vesz igénybe. A lágyítás után folyási jelenséget mutató lemezanyagok közvetlenül nem alkalmasak alakítási műveletekre a folyás során jelentkező képlékeny instabilitási jelenség miatt. A folyási

jelenség megszüntetésére dresszírozást alkalmaznak, ez nagy sebességgel végzett, kb. 0.9% mértékű hideghengerlés.

A jól alakítható acélszalag gyártástechnológiája több paraméter szigorú betartását követeli meg. A jól alakítható acélszalag gyártásának kulcsfontosságú folyamata a nitrogéntartalmú vegyületfázisok kiválása és a képződött kiválások újrakristályosodással való reakciója. Ezen folyamatoknak a lágyító hőkezelés során kell lezajlani, emiatt az elsődleges feladat a folyamatosan öntött lemezbugában lévő nitridkiválások (főként alumínium-nitridek) feloldása, valamint az acél szabad nitrogéntartalmának megtartása egészen a lágyító hőkezelés kezdetéig. Ennek biztosítására rövid szűrasközi időtartamok a meleghegerlés során, 900 °C körüli meleghegerlési véghőfok és 600 °C-nál kisebb csévélési hőfok szükséges. Az említett technológiai paraméterek betartása még nem eredményez kiváló mélyhúzzhatósággal rendelkező acélszalagot. A lágyító hőkezelés közben lezajló nitridkiválási folyamat és az újrakristályosodás közti eltolódás erőteljesen befolyásolja a végtermék alakíthatóságát. Mivel a nitridkiválási folyamat kulcsfontossággal bír a gyártástechnológiában, az értekezésem egyik célkitűzése a nitridkiválási folyamat mérési módszerének kidolgozása és a kiválási folyamat kinetikájának felállítása lett. További kérdést jelentett a meleghegerlés utáni szemcseméret nitridkiválási folyamatra gyakorolt hatása is, ezért ennek tisztázását is célul tűztem ki.

A PhD dolgozatom másik fő irányvonala a mechanikai tulajdonságok vizsgálata közben alakult ki. A hőkezelt állapotú próbatestek szakítóvizsgálata során a felső folyáshatár némely esetben kimagaslóan nagy értéket (sokszor a szakítószilárdságnál is nagyobb értéket) képviselt, más esetben éppen csak az alsó folyáshatár fölé emelkedett. Az irodalomkutatás során feltárt eddigi eredmények szerint ez a próbatest rugalmas állapotban való excentrikus terhelésének eredménye (Hutchinson, 1957; Gray és McCombe, 1992; Sun és munkatársai, 2006). Korrekt és világos mérési eredményeket a felső folyáshatár értéke és a befogórendszer tökéletlensége miatti excentrikus terhelés kapcsolatáról nem találtam, így a disszertációm másik célkitűzése egy olyan befogórendszer készítése, tesztelése illetve alkalmazása lett, mely alkalmas előre definiálhatóan excentrikus, illetve centrikus terhelés kivitelezésére.

## **2. A disszertáció témájának irodalma**

A DC04-05 minőségek gyártástechnológiájának alapját a nitridkiválási (főként alumínium-nitrid kiválási) folyamat kinetikája jelenti, mely nem jelenik meg teljes részletességgel az irodalomban. Több szimulációs és mérési eredmény található lágy és alakított ausztenites fázisban történő kiválásra, kicsit kevesebb lágy ferritben, míg alakított ferritre vonatkozó mérési eredmények alig-alig lelhetők fel. Mivel a DC04-05 acélokban előforduló nitridek főként alumínium-nitrid formájában vannak jelen, ezért a legtöbb szimulációs eredmény erre az egyetlen vegyületre vonatkozik. A mérési módszerek jó része ugyanakkor vagy a szabad nitrogén csökkenését, vagy valamely fizikai tulajdonság (pl. elektromos vezetőképesség) megváltozását regisztrálja. A mérési eredmények így inkább az összes nitrogéntartalmú precipitátum kiválási folyamatára vonatkoznak. A szabad nitrogéntartalmat leggyakrabban kémiai kioldáson alapuló módszerekkel, belső sűrűlódás mérésével, vagy termoelektromos erő mérése alapján állapítják meg.

A magasabb hőmérsékleten (>550-600 °C) képződő nitridek általában hexagonális alumínium-nitridek, míg főként hidegalakított szövetben és alacsony hőmérsékleten (400-550 °C) keletkező nitridek egyszerű köbös rácsszerkezettel bíró alumínium-nitridek és gyeges (pl.

alumínium-króm) nitridek. A hidegalakított szövetben keletkező vegyes összetételű nitridek és köbös alumínium-nitridek a hőmérséklet növelésével fokozatosan átalakulnak tiszta hexagonális alumínium-nitriddé (Ray és munkatársai, 1994).

A nitridek nukleációja főként a szemcsehatárok, illetve a diszlokációk mentén történik. Felmerül a kérdés, hogy a melegen hengerelt állapotban jelen lévő szemcseméret hogyan hat a melegen, illetve a hidegen hengerelt alapanyagban lezajló nitridkiválási folyamatra. Erre vonatkozó mérési eredményeket nem találtam, csupán néhány szimulációs eredmény utal a szemcseméret hatására. Radis és Kozeschnik (2010) által végzett szimulációk eredményei szerint a szemcseméret jelentős hatással van a lágy állapotban végbemenő nitridkiválási folyamatra; jóllehet, ezt mérési eredmények nem támasztják alá. Alakított ferritre és alacsonyabb hőmérsékletre vonatkozó eredményeket ugyancsak nem találtam, így kutatásaim ebben az irányban is folytak.

A szakító-próbatestek megfogási bizonytalanságáról és annak felső folyáshatára gyakorolt hatásáról Davis 2004-ben megjelent, szakítóvizsgálat témájú könyvében olvashatunk. Az itt közölt becslés szerint, a rugalmassági határ 1%-on belüli hibával történő meghatározásához a próbatest szimmetriatengelye és a terhelés során fellépő eredő erő hatásvonala közti eltérés maximum  $0.00125d$  lehet ( $d$  a szakítópróbatest átmérője). Az elméleti alapokon nyugvó közelítés ugyan a rugalmassági határra vonatkozik, de hasonlóan érzékeny változást mutathat a felső folyáshatár értéke is. Hutchinson (1957) és Sun és munkatársai (2005) inhomogén hőmérsékletmezőben lágyított alacsony karbontartalmú huzalok felső folyási határát mérték. Kimutatták, hogy amennyiben kiküszöbölik a megfogás helyén keletkező feszültségkoncentrációt (hidegen húzott, majd a középső régióban kilágyított huzalok használatával), igen nagy, szakítószilárdságnál is nagyobb értékű felső folyáshatár mérhető, reprodukálhatóan. Gray és McCombe 1992-ben megjelent cikkükben nyúlásmérő bélyeggel felszerelt próbatestek segítségével vizsgálta különböző befogási módok használata során a próbatestben keletkező hajlítófeszültség és húzófeszültség hányadosát. Méréseik szerint a rugalmas állapotban keletkező, befogás által okozott hajlítás az axiális feszültség 60...80%-át is elérheti. A témában a felső folyáshatár egzakt értéke, valamint a terhelés excentrikussága közti összefüggéssel kapcsolatos mérési eredményeket nem találtam.

#### 4. Kísérleti anyagok és módszerek

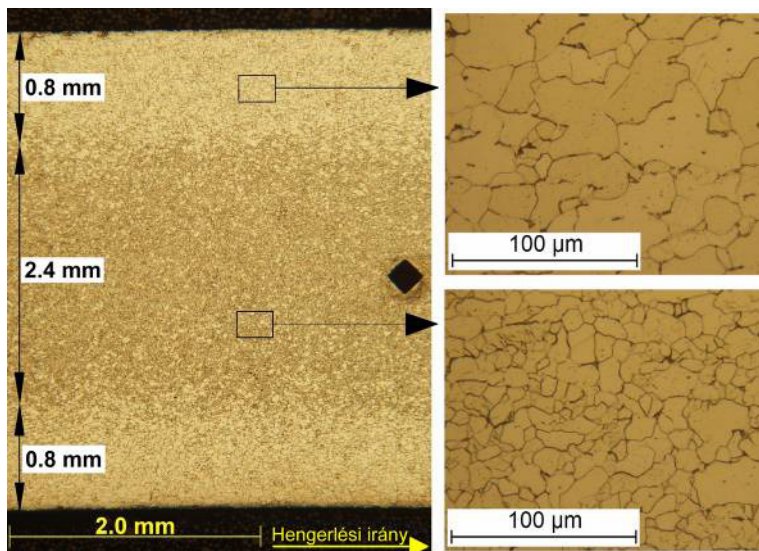
A kísérleti anyagok melegen, illetve hidegen hengerelt lágyacél szalagok első menetéből, a tekercs végétől 2 méterre, a szalag középvonalából (a keresztcsík közepéből) lettek kimunkálva. A kísérleti anyagok kémiai összetétele és két fontos technológiai paramétere az 1. Táblázatban látható.

Jel	Minőség	Meleghenger- lési véghőfok (°C)	Csévélési hőmérséklet (°C)
A	S235JR +N	886	562
B	DC05	883	564
C	St24	886	566
D	DC04	882	614

Összetétel, tömegszázalék												
Jel	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	N	B
A	0,110	0,015	0,61	0,010	0,015	0,060	0,094	0,049	0,040	0,002	0,004	0,000
B	0,044	0,009	0,26	0,008	0,009	0,031	0,028	0,018	0,015	0,002	0,006	0,000
C	0,024	0,008	0,20	0,005	0,012	0,041	0,009	0,021	0,032	0,002	0,005	0,003
D	0,05	0,018	0,23	0,011	0,006	0,029	0,037	0,033	0,032	0,003	0,004	0,000

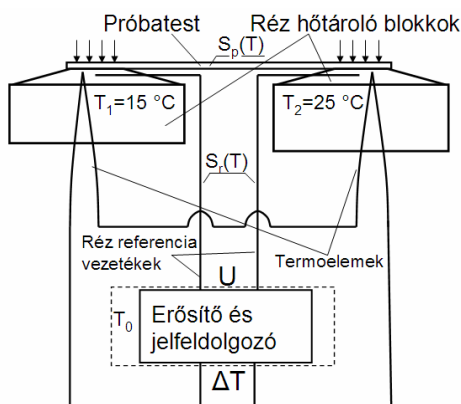
1. Táblázat: A kísérleti anyagok összetétele és fontosabb technológiai paraméterei (folytatás)

Az „A” és „B” jelű, egyaránt 4 mm vastagságú kísérleti anyagot melegen hengerelt, míg a „C” és „D” jelű, 1 mm vastagságú kísérleti anyagot hidegen hengerelt állapotban kaptam. A „B” jelű kísérleti anyag melegen hengerelt állapotban réteges szövetszerkezetet mutatott. Rétegenség alatt itt a szemcseméret lemezvastagság menti eloszlását kell érteni (2. ábra). Az átlagos szemcseátmérőt az MSZ EN ISO 643:2003 szabvány szerint határoztam meg: az átlagos szemcseátmérő a lemez két szélén elhelyezkedő, kb. 0.8 mm vastag rétegben 23  $\mu\text{m}$  (G8 fokozatszám); míg a lemez középvonalában, kb. 2.4 mm vastagságban 9  $\mu\text{m}$ -es (G11 fokozatszám) értéket képviselt.



2. ábra: A „B” jelű acél rétegenséget mutató szövetszerkezete melegen hengerelt állapotban (Mucsi, 2014 a)

A nitridkiválási folyamat kinetikáját az acél nitrogéntartalmának csökkenéséből határoztam meg, erre specializált hőkezelések és a termoelektromos erő mérések együttes alkalmazásával. A melegen hengerelt állapotban lejátszódó nitridkiválási kinetikát Massardier és munkatársai (2003) által bevezetett kísérleti metodika alapján állítottam fel, hidegen hengerelt állapotra pedig ezt a módszert fejlesztettem tovább. A termoelektromos erő (TEP) mérése során a huzal, vagy keskeny szalag alakú mintát két különböző hőmérsékletű, nagy hőkapacitású rézblokk közé helyezük. A két rézblokk között keletkező feszültség a minta mikroszerkezeti jellemzőivel és a hőmérsékletkülönbséggel lesz arányos.



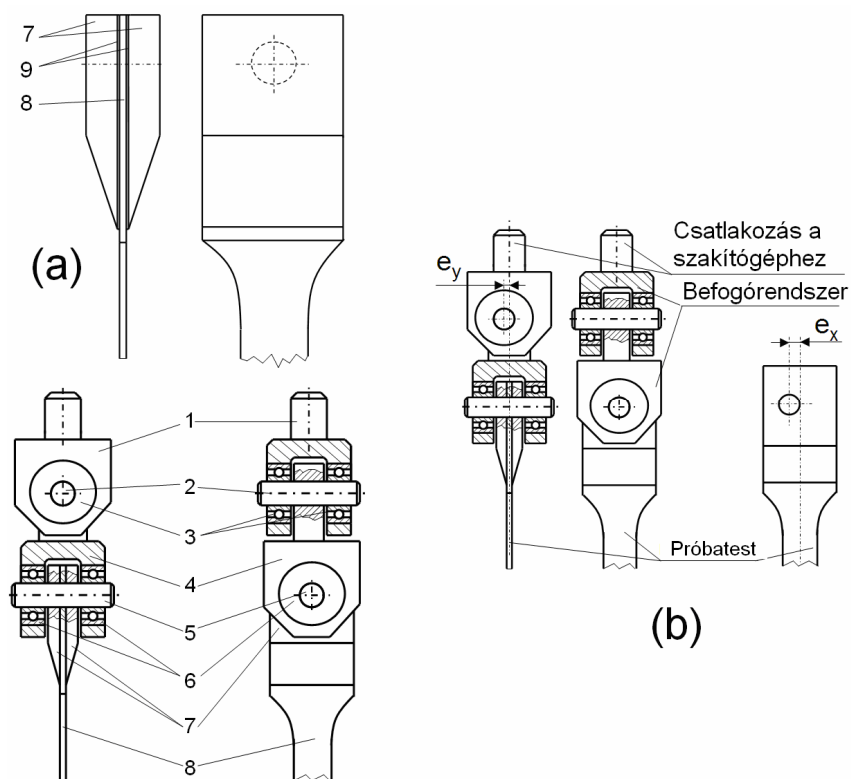
3. ábra: A termofeszültség-mérő készülék és kapcsolási vázlata

A szabad nitrogéntartalom mérését melegen hengerelt állapotban egy néglépéses módszer segítségével végeztem. Az első lépésben 550-700 °C-os intervallumban izoterm hőkezeléseket végeztem a nitridkiválás előidőzésére. Ezután 270 °C-on 3 óras hőkezelés következett az egyensúlyi karbontartalom beállítására, majd 75 %-os hideghengerlés, végül egy 120 °C-os 45 perc időtartamú öregítést végeztem. Az öregítés előtti és öregítés utáni termoelektromos erő értékéből a próbatest kiválások formájában nem kötött nitrogéntartalma számítható.

Hidegen hengerelt állapotú próbatestek szabad nitrogéntartalmának mérésekor a nitridkiválást előidéző izoterm hőkezelés 430-510 °C-on történt, ezt követte egy gyors, 700 °C-on 1 percig tartó újrakristályosító hőkezelés. Ezután végeztem a 270 °C-os hőkezelést, a hideghengerlést, valamint az öregítést és a termoelektromos erő mérését. Ez a módszer hatásosnak bizonyult mind hidegen hengerelt, mind részben újrakristályosodott próbatestek szabad nitrogéntartalmának mérésére.

A nitridkiválás matematikai leírására Avrami- és Arrhenius egyenleteket használtam. A nitridkiválási kinetika meghatározása mellett annak újrakristályosodásra gyakorolt hatását is vizsgáltam. Az újrakristályosodás és nitridkiválás együttes hatásaként kialakuló szövetszerkezet alakíthatóságát Erichsen- és r-érték mérésével jellemeztem. Az Erichsen számot az MSZ EN ISO 20482:2003 illetve képlékenységi anizotrópia értékét (r-érték) az MSZ EN ISO 10113:2006 szabvány szerint határoztam meg.

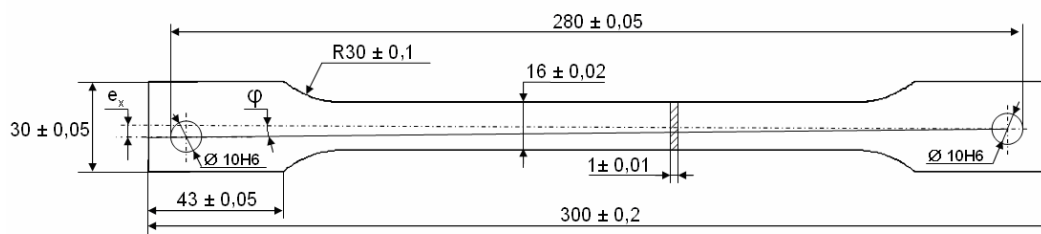
A nitridkiválás kinetikájának meghatározása mellett elvégeztem a különböző hőkezelési módszerekkel elérhető mechanikai tulajdonságok (folyáshatár, szakítószilárdság, n- és r-érték, szakadási nyúlás) vizsgálatát is. Ez az ISD Dunaferr Dunai Vasmű igényeit kielégítendő ipari technológiaoptimalizálás keretén belül történt. A hőkezelt állapotú szakítópróbatetek vizsgálata során figyelmes lettem a Bevezetőben már tárgyalt kiemelkedően nagy, túszerű felső folyáshatár megjelenésére. Ennek méréséhez egy olyan szakítópróbatet befogórendszert készítettem, mely (igen sok nyúlásmérő bélyeges és egyéb tesztkísérlet után) alkalmasnak bizonyult szakító próbatestek egytengelyű, valamint előre definiált excentrikus terhelésére. Az új típusú befogórendszer összeállítási vázlata a 4. ábrán látható.



4. ábra: Új típusú, saját fejlesztésű szakítópróbatest befogórendszer

A működési elv a következő. A szakítópróbatest befogórészeihez (8) két oldalról nagyszilárdságú fémragasztóval (9) erősítőlemezeket (7) ragasztottam, melyek a terhelés átadására szolgálnak. A terhelés átadása az erősítőlemezekben elhelyezett furatokon keresztül történt, így azok helyzete szabta meg az eredő erő hatásvonalát. A furatokba egy kettős csuklószerkezet csatlakozott (1-6 alkatrészek), mely lehetővé tette a szakító gép és a próbatest közti szög- és helyzeteltérés kompenzálását.

Az új típusú szakítópróbatest befogórendszer tesztelését a „C” és „D” jelű hidegen hengerelt, majd lágyított állapotú szakító-próbatestjein végeztem. Az ipari körülmények mellett 75 %-os mértékben hidegen hengerelt próbatesteket 30 °C/óra sebességgel 650 °C-ig hevítettem, ezen a hőmérsékleten 5 órán keresztül hőn tartottam, majd kemencében hűtöttem. A mérésekhez használt szakító-próbatestek geometriai méretei az 5. ábrán látható.

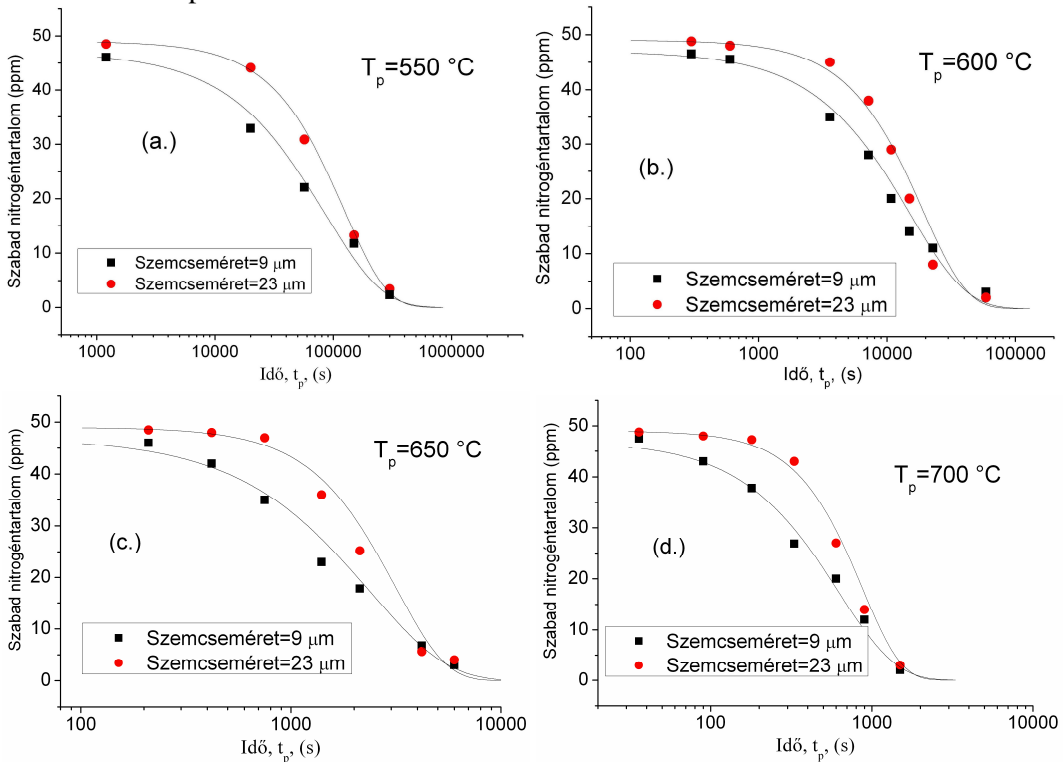


5. ábra: A speciális szakítóvizsgálatokhoz használt próbatestek méretei

## 5. A disszertáció fontosabb eredményei

### A meleghegerlés utáni szemcseméret hatása a nitridkiválási folyamatra

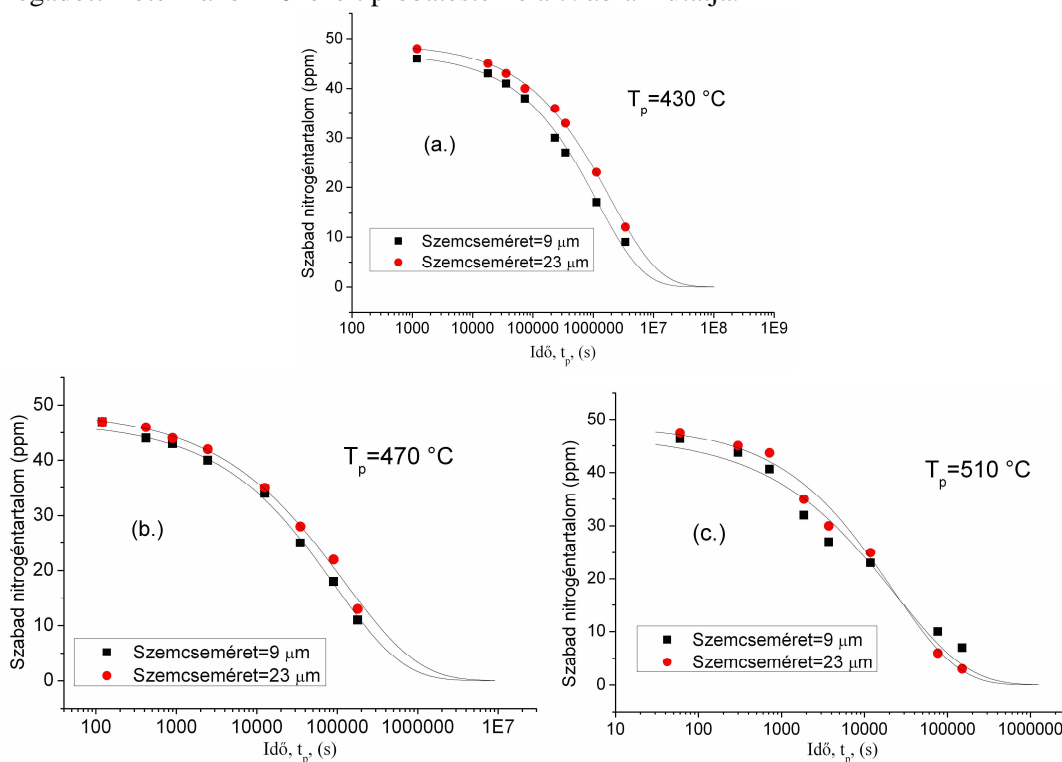
A kísérleti eredményeim alapján elmondható, hogy a szemcseméret nitridkiválási folyamatra gyakorolt hatása intenzíven megjelenik. A 6. ábra 550-700 °C-os izotermákon lejátszódó nitridkiválási folyamat szabad nitrogéntartalomra gyakorolt hatását mutatja, 9 és 23  $\mu\text{m}$ -es szemcseméretű próbatestekre.



6. ábra: A szabad nitrogéntartalom változása a hőkezelési idő és hőmérséklet függvényében 9 illetve 23  $\mu\text{m}$ -es átlagos szemcseméretű szövetben, a „B” jelű, DC05 minőségű acélra vonatkozóan (Mucsi, 2014 a)

Minden hőmérsékletre vonatkozóan megállapítható, hogy a kisebb szemcsemérettel rendelkező térfogatrészben erősebb csökkenést mutat a szabad nitrogéntartalom. Ez annak köszönhető, hogy a 9  $\mu\text{m}$ -es átlagos szemcsemérettel rendelkező térfogatrészben a szemcsék fajlagos határfelülete (térfogategységre vonatkoztatott határfelület) kb. 2,5-szer nagyobb, mint a 23  $\mu\text{m}$ -es szemcseméretű térfogatrészben. Ez a határfelület-többlet több nukleációs helyet, a kisebb szemcseméret pedig rövidebb diffúziós távolságokat eredményez. Megállapítottam továbbá, hogy mind a négy hőmérsékleten a folyamat előrehaladtával a kétféle szemcsemérethez tartozó görbék egymáshoz közelítenek, végül a 100% elérése előtt összeolvadnak. Ez azt jelenti, hogy a kiválási folyamat elején jelentős szerepük van a szemcsehatároknak, azaz a nukleáció és a növekedés erősen kötődik a határfelületekhez. A kiválási folyamat előrehaladtával a szemcsehatárok egyre inkább elvesztik szerepüket, a nitridek képződése a szemcsék belsejében, diszlokációk és egyéb rács hibák környezetében történik.

Hidegen hengerelt állapotban történő nitridkiválás vizsgálati eredményeit a „B” jelű acél különböző szemcseméretű rétegéből kimunkált, 75 %-os fogyással hidegen hengerelt, majd a megadott izotermákon hőkezelt próbatestekre a 7. ábra mutatja.

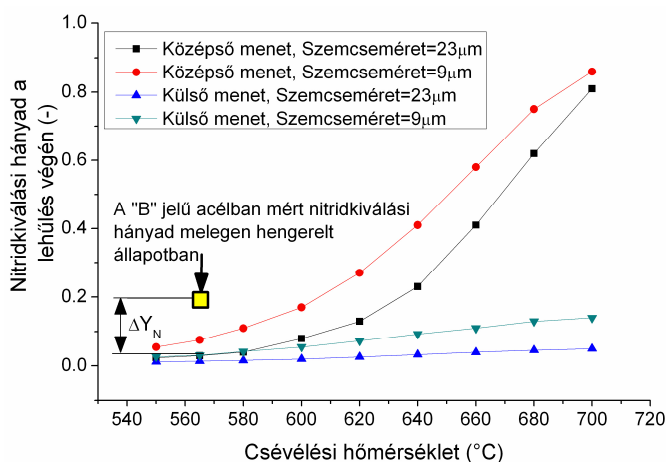


7. ábra: A szabad nitrogéntartalom változása hidegen hengerelt állapotban történő hőkezelések során, a „B” jelű acélra vonatkozóan (Mucsi, 2014 a)

A 7. ábra szerint a 9 illetve 23 μm-es szemcsemérethez tartozó, szabad nitrogéntartalmat jelző görbék gyakorlatilag azonos ütemben csökkennek. Összehasonlítva ezt a melegen hengerelt állapotra vonatkozó (6. ábra) görbékkel megállapíthatjuk, hogy a szemcseméret sokkal kisebb hatással van a nitridkiválási folyamatra hidegen hengerelt állapotban, mint melegen hengerelt állapotban. Ez annak köszönhető, hogy hidegen hengerelt állapotban sokkal nagyobb szerepet játszanak a kristallitokon belüli nukleációt és növekedést biztosító helyek (diszlokációk és egyéb rácshibák), mint melegen hengerelt állapotban. Hidegalakítás után a rácshibák száma nagyságrendekkel nagyobb, mint melegen hengerelt (lágy) állapotban, ez okozza a nukleációs helyek számának növekedését.

A nitridkiválási folyamat kinetikáját az  $Y = 1 - \exp(-(k \cdot t)^n)$  Avrami-típusú kinetikafüggvénnyel, illetve a  $k = A \cdot \exp(-Q/(R \cdot T))$  Arrhenius-típusú függvénnyel írtam le. Az egyenletekben Y a nitridkiválás hányada (mely a kiválásokat formájában már megkötött és a kiinduló, kiválások formájában nem kötött nitrogéntartalom hányadosa), R az univerzális gázállandó ( $R=8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$ ), t az idő másodpercben, T a hőmérséklet Kelvinben.

A nitridkiválási kinetikák felhasználásával megbecsültem, mennyi nitrogéntartalmú kiválás képződik a csévézés után és az azt megelőző technológiai lépések során. A 8. ábrán az látható, hogy különböző méretű melegen hengerelt tekercsek különböző csévézési hőmérsékletekről szobahőmérsékletre történő lehűlése során mennyi nitrogéntartalmú kiválás képződik.

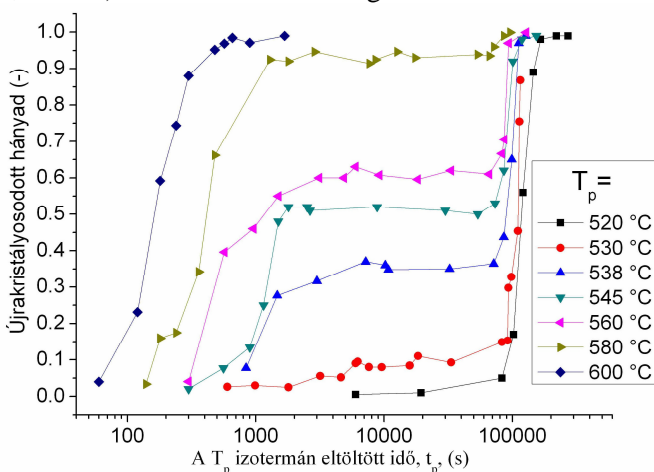


8. ábra: A nitridkiválási hányad különböző csévélési hőmérsékletű és szemcseméretű melegen hengerelt tekercsek középső, illetve külső menetében (Mucsi, 2014 a)

Látható, hogy a „B” jelű acél gyártása során alkalmazott 564 °C-os átlagos csévélési hőmérséklettről való lehűtés csupán a tekercsen belül átlagosan 3-5 % nitridkiválást idéz elő. A „B” jelű acélban melegen hengerelt, majd szobahőmérsékletre hűlt állapotban a teljes 60 ppm nitrogéntartalomból 48 ppm volt szabad, azaz a teljes nitrogéntartalom ~20 %-a kiválások formájában van jelen a szobahőmérsékletre való hűlés végére. Ebből következik, hogy a szabad nitrogéntartalom kb.  $\Delta Y_N = 15-17$  %-a képez nitrideket a csévélést megelőző technológiai lépések során.

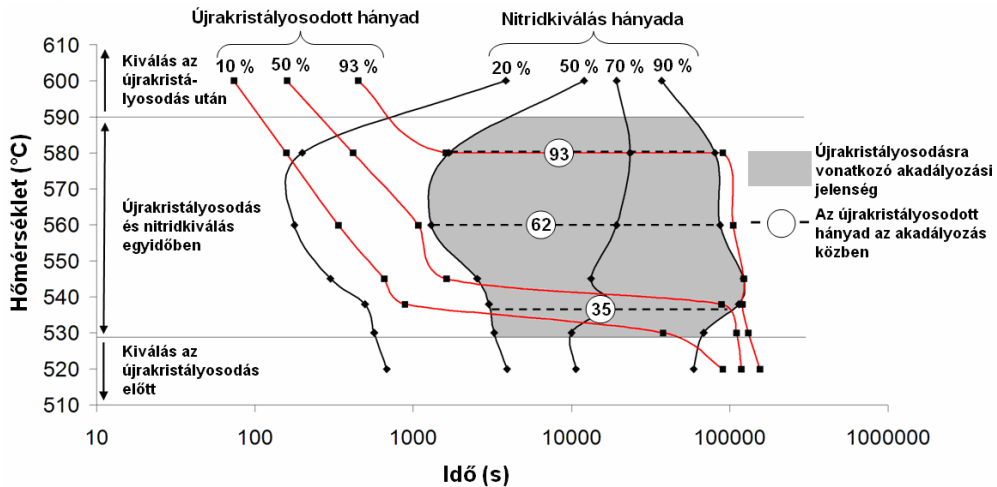
*A nitridkiválás és újrakristályosodás kapcsolatának néhány vizsgálati eredménye*

A nitridkiválás és újrakristályosodás együttes vizsgálatának céljából a „B” jelű acél középső rétegéből kimunkált próbatesteket 75 %-os mértékben hidegen hengereltem, majd 520-600 °C közötti izotermákon hőkezelttem, különböző időtartamokig. Ekkor megmértem az újrakristályosodott hányadot (metallográfiai előkészítés után, a hengerlési iránnyal párhuzamos síkban, 9. ábra) illetve a szabad nitrogéntartalmat.



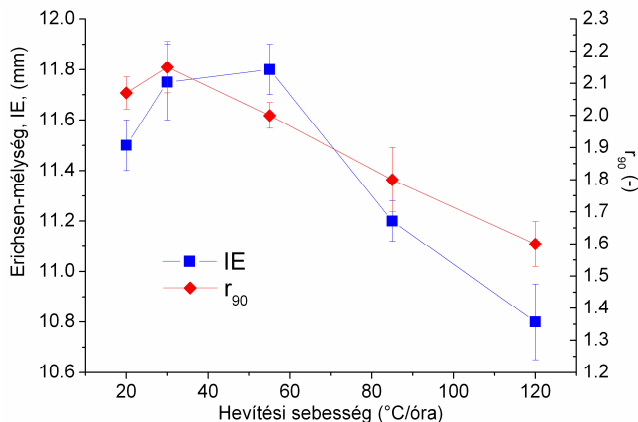
9. ábra: Az újrakristályosodott hányad változása 520 és 600 °C között végzett izoterm hőkezelések során a „B” jelű acél és 9 μm-es átlagos szemcseméret mellett (Mucsi és Felde, 2014)

A 9. ábrán szembevetendő, hogy az 520 és 600 °C-on végzett kísérletek kivételével minden hőmérsékleten egy intenzív lassulás figyelhető meg az újrakristályosodási folyamatban. Az intenzív lassulás szakasza (plató) a hőmérséklettől függően más-más átalakult hányadnál kezdődik: 530, 538, 545, 560 és 580 °C-on rendre megközelítőleg 10, 35, 50, 62 és 93% újrakristályosodott hányad elérésekor. A plató megjelenése és a nitridkiválási folyamat közötti összefüggés tisztázása végett minden egyes próbatestnek megmértem a szabad nitrogéntartalmát, ebből kifejeztem a nitridkiválás mértékét. Ez alapján megszerkesztettem az újrakristályosodást és nitridkiválást együttesen mutató, izoterm idő-hőmérséklet diagramot (10. ábra).



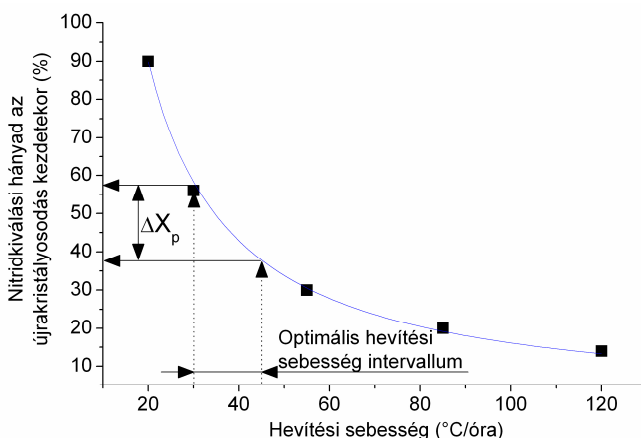
10. ábra: Az újrakristályosodást és a nitridkiválást közösen ábrázoló izoterm idő-hőmérséklet diagram (Mucsi és Felde, 2014)

A mérési eredmények szerint az újrakristályosodott hányad növekedésében jelentkező nagymértékű lassulás kezdetekor a nitridkiválás hányada hőmérséklettől függetlenül ~ 45-50 %. A plató befejeződésekor a nitridkiválás hányada ~85-95 %, szintén hőmérséklettől függetlenül. Az újrakristályosodás-nitridkiválás együttes hatásaként létrejövő szövetszerkezet alakíthatóságát a 20, 30, 55, 85 és 120 °C/óra sebességgel 690 °C-ig hevített, majd 6 órán át hűtött Erichsen és szakító-próbatetek segítségével teszteltem (11. ábra).



11. ábra: A hevítési sebesség hatása a „B” jelű acél hidegen hengerelt, majd folyamatosan hevített próbaestjeinek lágyító hőkezelés utáni alakíthatóságára (Mucsi, 2014 b)

Az ipari gyakorlatban elterjedt tapasztalatok és a 11. ábrán bemutatott eredmények alapján megállapítható, hogy 30-45 °C/óra átlagos felhevítési sebesség mellett érhető el közel maximális alakíthatóság. A jól alakítható szövetszerkezet kialakulása egyértelműen a nitridkiválás és újrakristályosodás közti reakció kialakulásához köthető. Mivel a tekercsek harangkemencés lágyítása közben a hevítési sebesség nem állandó, valamint a tekercs különböző pontjai különböző idő-hőmérséklet függvény szerint hevülnek, ezért az optimális alakíthatóság elérését nem a hevítési sebesség, hanem az újrakristályosodás-nitridkiválás reakció fáziseltolódásának segítségével fogalmaztam meg. Ehhez 20, 30, 55, 85 és 120 °C/óra sebességgel hevítettem próbatesteket az újrakristályosodás kezdetéig (~ 5% újrakristályosodott hányad eléréséig, 525...530 °C-ig), majd megmértem azok szabad nitrogéntartalmát (12. ábra).



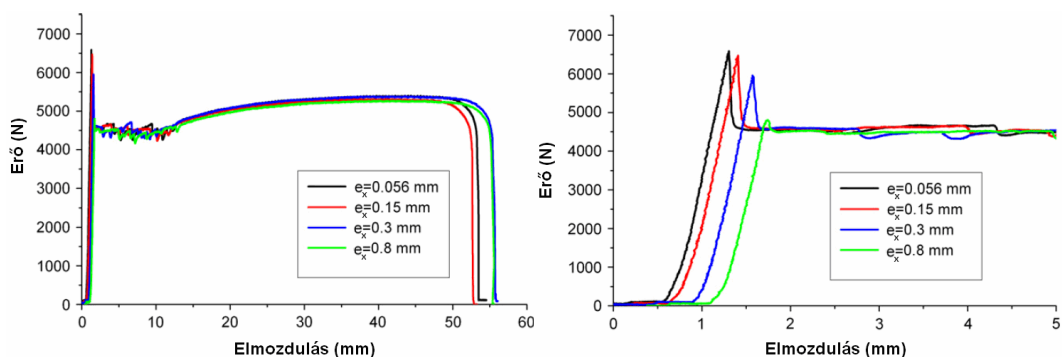
12. ábra: A hevítési sebesség és a nitridkiválási hányad újrakristályosodás kezdetekor mérhető értékeinek kapcsolata a „B” jelű acél hidegen hengerelt, majd folyamatosan hevített próbatesteire vonatkozóan (Mucsi, 2014 b)

A mérési eredmények alapján látható, hogy az optimális alakíthatósághoz tartozó hevítési sebesség alkalmazásakor az újrakristályosodás kezdetekor a nitridkiválás hányada 37-57 % értéket képvisel. A jól alakítható szövetszerkezet kialakulásának feltétele tehát az, hogy az újrakristályosodás kezdetéig (~ 5% újrakristályosodott hányad eléréséig) a nitridkiválási folyamat ~ 37-57 %-os mértékben végbemenjen.

#### *A hőkezelt állapotban mérhető felső folyáshatár vizsgálati eredményei*

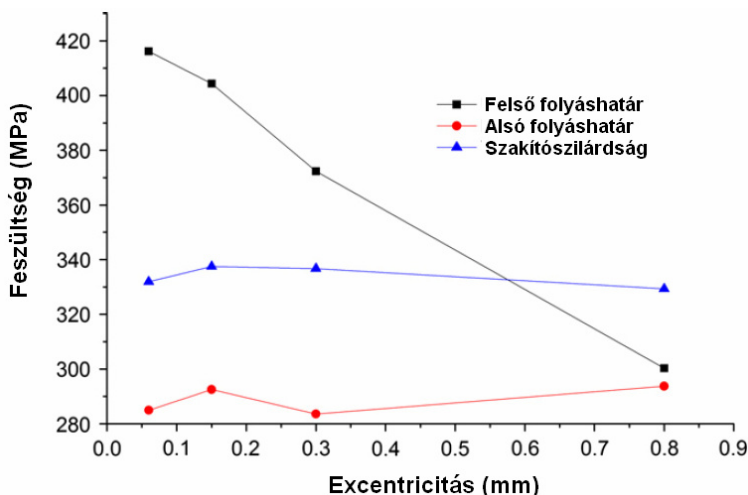
Az ipari körülmények mellett 75 %-os mértékben hidegen hengerelt, „C” és „D” jelű acélból származó próbatesteket 30 °C/óra sebességgel 650 °C-ig hevítettem, ezen a hőmérsékleten 5 órán keresztül hőn tartottam, majd kemencében hűtöttem.

A „C” jelű acélból származó próbatesteket  $e_x=0,056, 0,15, 0,3$  illetve  $0,8$  mm excentricitással (lásd 5. ábra) terheltem. A szakítóvizsgálatot elektromechanikus gépen, 25 °C-on, 2 mm/perc keresztfej sebességgel, azaz  $1,72 \cdot 10^{-4}$  1/s rugalmas felterhelésre vonatkozó átlagos alakváltozási sebességgel végeztem .



13. ábra: A „C” jelű acélon hőkezelt állapotban végzett speciális szakítóvizsgálatok eredményei. Jól látható a felső folyáshatár erőterhelés centrikusságától való függése (Mucsi, 2013 a)

Az ábrákon látható, hogy 0,056 mm excentricitásnál a felső folyáshatár a szakítószilárdságnál is jóval nagyobb, míg 0,8 mm-es excentricitás alkalmazása során alig nagyobb az alsó folyáshatár értékénél. A felső- és alsó folyáshatár és a szakítószilárdság értékét az excentricitás függvényében ábrázolva a 14. ábrán látható diagramot kaptam.



14. ábra: A felső- és alsó folyáshatár, valamint a szakítószilárdság függése a szakítóvizsgálat során alkalmazott terhelés centrikusságától a „C” jelű acélból készült hőkezelt állapotú próbatesteknél (Mucsi, 2013 a)

Az ábrán jól látható, hogy a felső folyáshatár értéke nagymértékben függ a terhelés centrikusságától. Megfigyelhető ugyanakkor, hogy az alsó folyáshatár illetve a szakítószilárdság nem függ a terhelés centrikusságától. Ennek az oka, hogy mind az alsó folyáshatár, mind a szakítószilárdság már (a rugalmas alakváltozáshoz képest) nagy képlékeny alakváltozás után jelentkezik, tehát a próbatest szimmetriatengelye a képlékeny alakváltozás segítségével be tud állni a terhelőerő hatásvonalába.

Hasonló eredményre jutottam a „D” jelű acél hőkezelt szakító-próbatestein végzett vizsgálatok során. A felső folyáshatár értékét az excentricitás függvényében az

$$R_{eH,mért} = R_{eH,0} - d \cdot e_x \quad (1)$$

összefüggéssel írtam le, ahol  $R_{eH,0}$  a zérus excentricitás esetén mérhető, ún. extrapolált felső folyáshatár (MPa), mely megítélésem szerint egy új, szakítóvizsgálatokból megállapítható

mérőszámoknak (nem anyagjellemzőnek!) tekinthető;  $d$  a meredekségi tényező (MPa/mm),  $e_x$  az excentricitás (mm). A „C” és „D” jelű acél felső folyáshatárára vonatkozó paraméterek a 2. táblázatban találhatóak.

Paraméter	Kísérleti anyag	
	„C” jelű acél	„D” jelű acél
Extrapolált felső folyáshatár, $R_{eH,0}$ (MPa)	424,8 (~ 425)	368
Meredekségi tényező, $d$ (MPa/mm)	157,3	62,9
A lineáris illesztés korrelációs együtthatója, $R^2$ (-)	0,9951	0,9841

2. táblázat: A „C” és „D” jelű acél extrapolált felső folyáshatára és a mért felső folyáshatár excentricitástól való függésének paraméterei (Mucsi, 2013 a)

A „C” jelű acél mért felső folyáshatára ~ 16 MPa-al csökken az excentricitás 0,1 mm-el való növelésének hatásaként. Ugyanakkor a „D” jelű acélnál az excentricitás 0,1 mm-el való változtatása a mért folyáshatárt ~ 6 MPa-al változtatja meg. Az excentricitás értékek használata mellett bevezettem az általánosabb jelentéssel bíró  $\varphi$  szögeltérést (5. ábra), mely megadja a furatközpontokat összekötő egyenes (a terhelés hatásvonal) és a próbatest szimmetriatengelye által bezárt szöget. A mért felső folyáshatár tehát a  $\varphi$  szögeltérés függvényében a „C” jelű acélra:

$$R_{eH,mért,C} = R_{eH,0} - f \cdot \varphi = 424,8 - 741,11 \cdot \varphi \text{ (MPa)} \quad (2)$$

míg a „D” jelű acélra, hasonló elv alapján:

$$R_{eH,mért,D} = 368 - 296,41 \cdot \varphi \text{ (MPa)} \quad (3)$$

Az egyenletekben  $\varphi$  értékét fokban kell helyettesíteni.

## 5. A kutatómunka eredményeinek ipari alkalmazása

A kutatómunka eredményeit az ISD Dunaferr Dunai Vasműben a DC04-05 minőségek gyártástechnológiájának optimalizálására használtam fel. A DC05 minőség optimalizálás előtt nem, vagy igen ritkán volt gyártható, a dresszírozás utáni folyáshatárra és az  $r$ -értékre vonatkozó szigorú előírások megvalósulásának hiánya miatt. A kutatómunkám során a disszertációban tárgyalt, kulcsfontosságú szereppel bíró nitridkiválás és újrakristályosodás méréseken alapuló modelljei mellett megszületett a

- hidegalakítás mértékét,
- a kémiai összetételt,
- a lágyító hőkezelés során fellépő szemcsedurvulást
- a dresszírozást

és ezen paraméterek hatásait figyelembe vevő modellek (természetesen ezek is méréseken alapulnak). A modellek segítségével az alábbi technológiamódosításokat vezettük be:

- a kémiai összetételt 0,02-0,045% C, 0,16-0,25% Mn, 0,03-0,06% Al 0,004-0,007 % N tartományban
- az átlagos meleghengerlési véghőmérsékletet 885-900 °C-os intervallumban
- a csévélési átlaghőmérsékletet 550-580 °C-os tartományban

- a hideghengerlési fogyást 65-75%-os tartományban (összetételtől függően) érdemes tartani. Ezentúl
- egy új lágyító hőkezelési módszert vezettünk be (827-es) mely alkalmazásával elérhető lett DC05 minőség esetén a 180 MPa-nál kisebb egyezményes folyáshatár és az 1.9-nél nagyobb r-érték.

Az optimalizálás végeredményeként a DC05 minőség gyárthatósága lehetővé vált, a DC04 gyártásbiztonsága pedig növekedett.

## 6. A kutatómunka új tudományos eredményei, tézisek

A kutatómunka új tudományos eredményei a DC05 acélban lejátszódó nitridkiválási folyamatról, valamint a St24 minőségen végzett speciális szakítóvizsgálatokhoz kapcsolódnak. A nitridkiválási folyamat és annak újrakristályosodásra kifejtett hatása kulcsfontosságú szerepet játszik az alumíniummal csillapított lágyacél szalagok gyártástechnológiájában.

A nitridkiválási folyamat kinetikáját a DC05 minőségű, 883 °C átlagos meleghengerlési véghőmérséklettel és 564 °C átlagos csévélési hőmérséklettel jellemezhető tekercs első menetéből, a szalag középvonalából kimunkált próbatesteken vizsgáltam. Az acél összetétele, tömegszázalékban kifejezve: 0,044% C, 0,26% Mn, 0,009% Si, 0,009% S, 0,008% P, 0,031% Al, 0,02% Cr, 0,015 Ni, 0,006% N és (Ti, Mo, Nb, V<0,001%). A 4 mm vastag melegen hengerelt lemezt a vastagság mentén három réteg jellemezte. A két, 0,8 mm vastag felületközeli rétegben az (MSZ EN ISO 643:2003 szerint meghatározott) átlagos szemcseátmérő 23 µm (a szemcseméret fokozatszám G8), míg a középső, 2,4 mm vastag rétegben az átlagos szemcseátmérő 9 µm (a szemcseméret fokozatszám G11) értékű volt. A nitridkiválási folyamatot a 23, illetve a 9 µm átlagos szemcseátmérőjű rétegből kimunkált próbatesteken vizsgáltam. A hidegen hengerelt állapot eléréséhez a kimunkált próbatesteket 75%-os fogyással hidegen hengereltem. A nitridkiválási folyamatot termofeszültség-méréseken alapuló módszerrel vizsgáltam. A nitridkiválási folyamat kinetikáját az  $Y = 1 - \exp(-(k \cdot t)^n)$  Avrami-típusú kinetikafüggvénnyel, illetve a  $k = A \cdot \exp(-Q/(R \cdot T))$  Arrhenius-típusú függvénnyel írtam le.

A St24 acélt használtam a felső folyáshatár erőterhelés centrikusságától való függésének vizsgálatára. Az acél összetétele tömegszázalékban: 0,024% C, 0,008% Si, 0,195% Mn, 0,041% Al, 0,021% Cr, 0,005% N és 0,003% B. A vizsgálatokat 886 °C átlagos meleghengerlési véghőmérséklettel és 566 °C átlagos csévélési hőmérséklettel jellemezhető, ipari körülmények mellett 75%-os fogyással hidegen hengerelt majd lágyított acéllemezzen végeztem. A szakító-próbatesteket laboratóriumi körülmények között hőkezelttem: 30 °C/óra sebességgel 650 °C-ig hevítettem, ezen a hőmérsékleten 5 órás hűtést tartás, majd kemencében való lehűtés következett.

### 1. Tézis:

Kísérleti úton, termofeszültség-mérésekkel kimutattam, hogy a DC05 minőségű, 60 tömeg ppm teljes nitrogéntartalmú acéltekercs melegen hengerelt és szobahőmérsékletre hűlt állapotban átlagosan 48 tömeg ppm kiválások formájában nem kötött (szabad) nitrogént tartalmazott. Az acél teljes nitrogéntartalmának tehát 80%-a kiválások formájában nem kötött, míg 20%-a kiválások formájában kötött. A termofeszültség-mérések eredményein alapuló szimulációk segítségével kimutattam, hogy egy 850 mm belső átmérőjű, 1990 mm

külső átmérőjű és 1200 mm magasságú acéltekercs 564 °C-os csévélési hőmérsékletéről való lehűlése során a szabad nitrogéntartalom csupán 3-5% -a képez nitrideket. Ez azt jelenti, hogy a szabad nitrogéntartalom kb. 15-17%-a a csévélést megelőző technológiai lépések során alkot kiválásokat. (Mucsi, 2014 a)

## 2. Tézis:

A DC05 minőségű, melegen hengerelt állapotú acélban lejátszódó nitridkiválási folyamatot leíró, 550 és 700 °C közötti izotermikus hőkezelésekre vonatkozó Avrami és Arrhenius egyenleteinek paramétereit a T1. táblázatban adtam meg. A kinetikai vizsgálat segítségével bebizonyítottam, hogy az Avrami-típusú kinetikafüggvény mindkét paramétere (k és n) függ a melegehengerlés utáni ferrit szemcseméretétől. Az Avrami-kitevő 550 és 700 °C közötti tartományra számolt számtani középértéke 9 μm-es átlagos szemcseátmérőnél  $\bar{n}_9 = 1,07$ , míg 23 μm-es átlagos szemcseátmérőnél  $\bar{n}_{23} = 1,52$ .

Az illesztett k(T) függvény értéke az 550 és 700 °C közötti hőmérséklet-intervallumban 9 μm-es szemcseméretnél 34-38%-al nagyobb, mint 23 μm-es szemcseméretnél. (Mucsi, 2014 a)

T1. Táblázat

Átlagos szemcseátmérő (μm)	T (°C)	n (-)	k (1/s)	Az Y(t) függvény korrelációja R <sup>2</sup> (-)	Q (kJ/mol)	A (1/s)	A k(T) függvény korrelációja R <sup>2</sup> (-)
9	550	0,89	1,18·10 <sup>-5</sup>	0,994	221	1,196·10 <sup>9</sup>	0,998
	600	0,98	6,63·10 <sup>-5</sup>	0,978			
	650	1,18	4,21·10 <sup>-4</sup>	0,992			
	700	1,22	1,60·10 <sup>-3</sup>	0,990			
		$\bar{n}_9 = 1,07$					
23	550	1,19	8,13·10 <sup>-6</sup>	0,992	222	9,967·10 <sup>8</sup>	0,998
	600	1,26	5,28·10 <sup>-5</sup>	0,986			
	650	1,82	3,17·10 <sup>-4</sup>	0,976			
	700	1,79	1,14·10 <sup>-3</sup>	0,986			
		$\bar{n}_{23} = 1,52$					

## 3. Tézis:

A DC05 minőségű, hidegen hengerelt állapotú acélban lejátszódó nitridkiválási folyamatot leíró, 430 és 510 °C közötti izotermikus hőkezelésekre vonatkozó Avrami és Arrhenius egyenleteinek paramétereit a T2 táblázatban adtam meg. A 9 illetve 23 μm-es átlagos melegen hengerelt állapotban mérhető szemcseátmérőhöz tartozó, de hidegen hengerelt állapotra vonatkozó nitridkiválási kinetikafüggvény Avrami-kitevőinek 430-510 °C-ra számolt számtani középértéke két tizedesjegyre, (és három értékes jegyre) nézve megegyezik, értékük:  $\bar{n}_9 = \bar{n}_{23} = 0,52$ ; ugyanakkor a k sebességi állandók hányadosa 430, 470 és 510 °C-on rendre 1,63, 1,30, illetve 0,95. (Mucsi, 2014 a)

T2 táblázat

Átlagos szemcse- átmérő ( $\mu\text{m}$ )	$T_p$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	$n$ (-)	$k$ (1/s)	$k_9/k_{23}$	Az $Y(t)$ függvény korrelációja, $R^2$ (-)	$Q$ (kJ/mol)	$A$ (1/s)	A $k(T)$ függvény korrelációja $R^2$ (-)
9	430	0,56	$8,71 \cdot 10^{-7}$	1,63	0,994	225	$5,255 \cdot 10^{10}$	0,983
	470	0,51	$1,07 \cdot 10^{-7}$	1,30	0,997			
	510	0,49	$4,38 \cdot 10^{-7}$	0,95	0,988			
		$\bar{n}_9 = 0,52$						
23	430	0,53	$5,33 \cdot 10^{-7}$		0,998	256	$6,259 \cdot 10^{12}$	0,990
	470	0,47	$8,22 \cdot 10^{-7}$		0,996			
	510	0,55	$4,61 \cdot 10^{-7}$		0,998			
		$\bar{n}_{23} = 0,52$						

#### 4. Tézis:

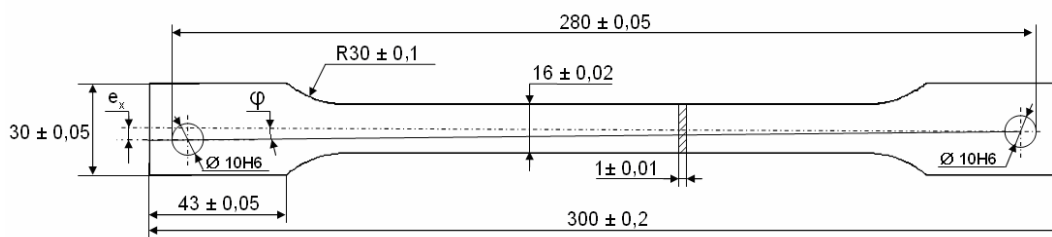
Kísérleti úton kimutattam, hogy a DC05 minőségű acéllemez  $r_{90}$ -értéke (képlékeny alakváltozási viszonzyszama a hengerlési irányra merőlegesen mérve) és Erichsen mélyítési száma akkor lesz közel maximális, ha a hideghengerlést követő lágyító hőkezelés közben a nitridkiválási folyamat 37...57%-os mértékben végbemegy 5% újrakristályosodott hányad eléréséig. Ez a megállapítás képezi az Erichsen-szám és a képlékenységi anizotrópia szempontjából optimális ipari harangkemencés lágyítási technológia alapját. (Mucsi, 2014 b)

#### 5. Tézis:

A St24 minőség szakítóvizsgálatait az általam tervezett speciális szakítópróbatess befogórendszerrel végeztem,  $25^{\circ}\text{C}$ -on,  $1,72 \cdot 10^{-4}$  1/s rugalmas felterhelésre vonatkozó átlagos alakváltozási sebességgel. A szakító-próbatess alsó folyáshatára és szakítószilárdsága rendre:  $R_{eL}=289 \pm 5$  MPa és  $R_m=334 \pm 4$  MPa. A mért felső folyáshatár erőterhelés centrikusságától való függését a T1 ábra szerinti geometriai méretekkel jellemezhető

próbatessre az  $R_{eH} = R_{eH,0} - f \cdot \varphi = 425 - 741,11 \cdot \varphi$  (MPa) ( $R^2=0,9951$ ) egyenlet írja le, ahol  $R_{eH,0}$  a szigorúan egytengelyű erőterhelés alkalmazásakor mérhető felső folyáshatár (MPa),  $\varphi$  a próbatess szimmetriatengelye és a terhelőerő hatásvonalát által bezárt szög fok mértékegységben helyettesítve,  $f$  a meredekségi tényező (MPa/ $^{\circ}$ ). Az egyenlet értelmezési tartománya  $0^{\circ} \leq \varphi \leq 0,183^{\circ}$ , értékkészlete  $289 \text{ MPa} \leq R_{eH} \leq 425 \text{ MPa}$  (Mucsi, 2013 a).

T1 ábra:



## 7. Irodalom

(Davis, 2004) Davis J.R. (szerk.): Tensile Testing, ASM International, USA, 2004.

(Erdem és Taptik, 2005) Erdem, G., Taptik, Y., 2005. Effect of hot rolling conditions to produce deep drawing quality steels for continuous annealing process, *Journal of Materials Processing Technology* 170, 17–23.

(Gray és McCombe, 1992) Gray, T.G.F, McCombe, A., 1992. Influence of specimen dimension and grip in tensile testing steel to EN 10 002. *J. Iron & Steel Making* 19, 402-408.

(Honeyman, 1957) Honeyman, A.J.K, 1957. *The Metallurgy of Steels for Deep Drawing*, Sheet Metal Industries, 51-65.

(Hutchinson, 1957) Hutchinson, M., M., 1957. High upper yield point in mild steel. *J. Iron Steel Inst.* 186, 431–432.

(Kwon és munkatársai, 1990) Kwon, O., Kim, G., Chang, R. W., 1990. Effect of Hot Rolling Conditions on the Mechanical Properties of Cold Rolled and Annealed Ultra-Low Carbon Steels, *Metallurgy of Vacuum-Degassed Steel Products*, The Minerals, Metals & Materials Society, 215-228.

(Massardier és munkatársai, 2003) Massardier, V., Guétaz V., Merlin, J., Soler, M., 2003. Kinetic and microstructural study of aluminium nitride precipitation in a low carbon aluminium-killed steel, *Materials Science and Engineering A* 355, 299-310.

(Massardier és munkatársai, 2004) Massardier, V., Lavaire, N., Merlin, J. 2004. Quantitative evaluation of the interstitial content (C and/or N) in solid solution in extra-mild steels by thermoelectric power measurements, *Scripta Materialia* 50, 131–135.

(Mucsi, 2009) Mucsi A., 2009. Termikusan aktivált folyamatok modellezése új módszerrel, *Bányászati és Kohászati Lapok, Kohászat* 5, 1-4.

(Mucsi, 2012) Mucsi A., 2012. Lágyacélok felső folyáshatárának vizsgálata, In: Bitay Enikő (szerk.) FMTÜ XVII. Nemzetközi Tudományos Konferencia. Kolozsvár: Erdélyi Múzeum-Egyesület, 251-254.

(Mucsi és munkatársai, 2012 a) Mucsi, A., Földi, J., Kardos, I., Felde, I., Palkovics, M., 2012. Hidegen hengerelt szalagok lágyítási műveletének gyártástechnológiai felülvizsgálata, optimalizálása, *ISD Dunaferr Műszaki Gazdasági Közlemények* 165, 120-125.

(Mucsi és munkatársai, 2012 b) Mucsi, A., Felde, I., Réger M., Földi J., Szabados O., 2012. Simulation of Annealing Process for Cold-Rolled Strip Steel, In: D Scott Mackenzie (szerk.) 6th International Conference on Quenching and Control of Distortion: Including the 4th International Distortion Engineering Conference. ASM International, 839-847. (ISBN:978-1-61503-980-7)

(Mucsi és munkatársai, 2012 c) Mucsi, A., Földi J., Kardos, I., 2012. Hidegen hengerelt alumíniummal csillapított lágyacél szalagok lágyításának gyártástechnológiai optimalizálása, In: Tóth Tamás (szerk.) XXV. Hőkezelő és Anyagtudomány a Gépgyártásban Országos Konferencia és Szakkiállítás. 182-187. (ISBN:978-963-9915-48-0)

(Mucsi és Felde, 2013 a) Mucsi, A., Felde, I., 2013. Simulation and measurement of aluminium– nitride precipitation in hot rolled Al killed low carbon steel coil, *International Heat Treatment and Surface Engineering* 7, 171-174.

(Mucsi és Felde, 2013 b) Mucsi, A., Felde, I., 2013. Simulation and quantitative evaluation of aluminium-nitride precipitation in hot rolled Alkilled steel coils, In: *International Conference and Exhibition in Heat Treatment and Surface Engineering: Concurrent Event 27th Surface Modification Technologies*. Chennai, India, 1-6.

(Mucsi, 2013 a) Mucsi, A., 2013. Effect of gripping system on the measured upper yield strength estimated by tensile tests, *Measurement* 46, 1663-1670.

(Mucsi, 2013 b) Mucsi, A., 2013. AIN Kiválás Mérése és Szimulációja Melegen Hengerelt Lágyacél Tekercsben. In: Bitay Enikő (szerk.) *Fiatal Műszakiak Tudományos Ülésszaka XVIII.: Nemzetközi Tudományos Konferencia*. Kolozsvár: Erdélyi Múzeum-Egyesület, 257-260.

(Mucsi, 2013 c) Mucsi, A., 2013. Analysis of Stress Distribution in Tensile Test Specimens Using Modified Versions of a Novel Gripping System, *Universal Journal of Mechanical Engineering* 1, 109-113.

(Mucsi, 2013 d) Mucsi, A., 2013. Lágyacélok Felső Folyási Pontjának Fémtani és Méréstechnikai Elemzése. In: Bitay Enikő (szerk.) *Fiatal Műszakiak Tudományos Ülésszaka XVIII.: Nemzetközi Tudományos Konferencia*. Kolozsvár: Erdélyi Múzeum-Egyesület, 261-264.

(Mucsi, 2013 e) Mucsi, A., 2013. Alumíniummal csillapított acélszalagok nitridkiválási folyamatai a meleghengertést követő technológiai műveletek során, *Bányászati és Kohászati Lapok, Kohászat* 146, 1-6.

(Mucsi, 2014 a) Mucsi, A., 2014. Effect of hot rolled grain size on the precipitation kinetics of nitrides in low carbon Al-killed steel, *Journal of Materials Processing Technology* 214, 1536-1545.

(Mucsi és Felde, 2014), Mucsi, A., Felde, I., 2014. Analysis of interaction between recrystallization and nitride precipitation in cold rolled Al-killed low carbon steel, *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, (vol. 9, no. 6: tervezett megjelenés, elfogadott cikk)

(Mucsi, 2014 b) Mucsi, A., 2014. Thermoelectric power study of nitride precipitation and recrystallization in continuously heated low carbon Al-killed steel, *Acta Politechnica Hungarica* 11, 87-102.

(Mucsi és Dévényi, 2015) Mucsi, A., Dévényi, L., 2015. Recrystallization of boron containing and boron-free low carbon steels investigated by thermoelectric power and hardness measurements, Materials Science Forum, elfogadott konferenciacikk

(Radis és Kozeschnik, 2010) Radis, R., Kozeschnik, E., 2010. Kinetics of AlN precipitation in microalloyed steel. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 18, 1-16.

(Ray és munkatársai, 1994) Ray, R. K. , Jonas, J. J., Hook, R. E., 1994. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. International Materials Reviews 39, 129-172.

(Sun és munkatársai, 2006) Sun, H.-B., Kaneda, Y., Ohmori, M., Yoshida F., 2006. Effect of Stress Concentration on Upper Yield Point in Mild Steel. Materials Transactions 47, 96-100.