



Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola
Az iskola vezetője: Prof. Dr. Mertinger Valéria, MTA doktora

Központ nélküli röntgendiffraktométerek alkalmazásának kiterjesztése fémteni és technológiai folyamatok jellemzésére

Doktori (PhD) értekezés

Kooperatív Doktori Program által támogatott kutatás

Sepsi Máté, okl. kohómérnök

tudományos vezető: Prof. Dr. Mertinger Valéria, MTA doktora

kooperatív ipari konzulens: Prof. Dr. Barkóczy Péter, PhD, FUX Zrt.

Anyag és Vegyészmérnöki Kar

Fémteni Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet

Miskolc

2024

Témavezetői ajánlás Sepsi Máté PhD fokozatszerzési eljárás elindításához

Sepsi Máté már harmadik féléves BSc hallgató kora óta tudatosan a PhD cselekményre készül. Érettségével és elhivatottságával már akkor messze kiemelkedett hallgatótársai közül, bekapcsolódott az intézetben folyó kutatómunkákba. Megismerkedett egy országosan egyedülálló berendezéssel, a központ nélküli röntgendiffraktométerrel. Három hónapos mobilitási program keretében a gyártó németországi vállalatánál elsajátította a vizsgálati módszer magasszintű felhasználói ismereteit. Már utazása előtt elkezdte azt a kutatómunkát, ami a berendezésnek az eredeti funkcióján (maradó feszültség vizsgálat) messze túlmutat, a roncsolásmentes anizotrópia vizsgálatnak a lehetőségével foglalkozott. Kint tartózkodása idején a német autóiparnak végzett szolgáltatási feladatok mellett, a diffraktométernek a robotalapú változatán végzett kísérleteket, a saját módszer kidolgozásával kapcsolatosan. Tárgyalásokon vett részt a gyártó tulajdonosi szakértőivel a nemzetközi szabadalom benyújtásáról. Az ötletet pozitívan fogadták, de a cég tulajdonosi váltása miatt a folyamat elhúzódott, és ezért inkább, a hallgató tudományos előmenetelére is tekintettel, csak magyar szabadalmat nyújtottunk be, és azt követően a módszert lepublikáltuk. Miután az általam alapított 3DLaboratóriumba egy robot alapú diffraktométer is beszerzésre került, Sepsi Máté lett a junior szakértője és határozottan állíthatom, hogy ő Magyarországon a legfelkészültebb szakértő ezen a területen, Egyetemi és ipari partnereink rendszeresen keresik meg a problémáikkal és kérnek tőle tanácsot vagy vizsgálatot. Eredményeit tudományos igényességgel, folyamatosan publikálja a hazai, és a téma kiemelkedő nemzetközi fórumain (ICOTOM- USA, IMRC-Mexikó, REXGG-Belgium, METROARCHEO-Olaszország). Megismerkedett a téma kiemelkedő nemzetközi szakembereivel, aminek köszönhető volt például a mexikói konferencia meghívás, vagy a következő tanévre vonatkozó metz-i (Franciaország) tanulmányút is. Tudományos pályán, amit graduális hallgató elérhet, ő elérte: 4 db OTDK első hely, Pro Scientia aranyérem, reménység kitűző és a Szellemi Tulajdon Védelme Hivatal elnökének különdíja. UNKP ösztöndíjak. Első szerzős D1-es, Q1-es és Q2-es besorolású folyóiratcikkek és már most jelentős, független hivatkozási számok.

Doktori kutatási témájában olyan kérdésekre keresi a választ, amelyet nagyon sokszor feltesznek, de nem mernek megválaszolni: a különböző fémtani jelenségek (textúra, koncentráció, inhomogenitás stb.) hatása a maradó feszültség mérési eredményekre. Jelentős eredménynek tartom, hogy ezen vizsgálatai nem csak a jelenség megértésére, de konkrét roncsolásmentes vizsgálati eljárások kidolgozására is vezettek. A kreativitását bizonyítja a kooperatív doktori ösztöndíj keretében felmerült problémának a kezelése is, amikor is egy egészen új koncepciót kellett alkalmazni a vezetékek kosarasodását jelző eljárás esetében, mint ahogyan azt kezdetben gondoltuk. A feladat megoldására tudományos igényességgel készült fel. Eredményei messze túlteljesítik a Kerpely Antal Doktori Iskola követelményeit. A kutatói pályára való alkalmasságát bizonyítja, hogy jelentős eredményeket ért el már a PhD témáját meghaladó kutatási területen a nanoszerkezetű fémek intenzív képléknyalakítással történő előállításával kapcsolatosan is.

Miskolc, 2024.05.22.

Prof. Dr. Mertinger Valéria, tudományos vezető

TARTALOMJEGYZÉK

Bevezetés.....	3
1 A maradó feszültség értelmezése, központ nélküli diffraktométerek felépítése, működési elve és a mért jel bemutatása	4
2 Roncsolásmentes textúra vizsgálat / Első hipotézis.....	8
2.1 Textúra értelmezése, jelentősége és jellemzése	8
2.2 Hagyományos textúra mérés X módban.....	11
2.3 A módosított Ψ mód, és az arra kidolgozott módszer.....	12
2.4 A reverz módosított Ψ módszer	16
2.5 X módban történő nem hagyományos textúra vizsgálat módja és validálása.....	17
2.6 X módban történő textúra vizsgálat gyakorlati alkalmazása	22
2.7 Első tézis.....	24
3 Felületi rétegek kvázi roncsolásmentes jellemzése / Második hipotézis	25
3.1 Irodalmi összefoglalás.....	25
3.2 Dekarbonizációs kísérlet, és vizsgálati eljárás.....	29
3.3 Cementálási kísérlet és vizsgálati eljárás	32
3.4 Karbonitridálási kísérletek és vizsgálati eljárás.....	36
3.5 Második tézis	43
4 Egy csúcs illesztésen alapuló profilanalízis feszültségrelaxációs folyamatok jellemzésére / Harmadik hipotézis	44
4.1 Irodalmi összefoglalás.....	44
4.2 Termikusan és mechanikusan létrehozott maradó feszültség termikus relaxációjának vizsgálatát.....	47
4.3 Mechanikusan létrehozott maradó feszültség mechanikus relaxációjának vizsgálatát	51
4.4 Harmadik tézis	54
5 Vezetéksodronyok kosarasodását és szerelési problémáit előre jelző vizsgálati eljárás kidolgozása/kooperatív doktori ösztöndíjjal támogatott kutatás / Negyedik hipotézis	55
5.1 A probléma felvetése	55
5.2 Első koncepció.....	56
5.3 Eredményes koncepció bemutatása	58
5.3.1 Mintavételezés kényszerezett sodraton	59
5.3.2 CT felvétel kényszerezett és felszabadított sodraton	60
5.3.3 Képelemzés lépései Z és X-Y irányú metszeteken és a felmerült problémák példákkal	61
5.3.4 Kvantitatív elmozdulás mező meghatározása	64
5.3.5 Az ikermodell.....	65
5.3.6 Módszer gyakorlati alkalmazása	65
5.4 Negyedik Tézis.....	72
6 Összefoglalás	73
7 Angol nyelvű összefoglaló/ Summary.....	74
8 Köszönetnyilvánítás	75
9 Eredmények hasznosulása	76
10 Irodalmi hivatkozás	77
11 Saját publikációk (2019-2024) és független hivatkozások.....	85
12 Mellékletek.....	90

Bevezetés

A maradó feszültség röntgendiffrakcióval való mérése egyre elterjedtebb módszer a roncsolásmentes anyagvizsgálati eljárások között, különösen az autó- és járműipari alkatrészek gyártása, minőségellenőrzése során. A Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet és a 3DLaboratórium országosan egyedülálló módon két különböző, egy mobil kivitelű (Stresstech G3R) és egy robotkarral mozgatott (Stresstech Xstress) központ nélküli diffraktométerrel rendelkeznek, amely eszközöket célzottan roncsolásmentes maradó feszültség vizsgálatra és maradék ausztenit térfogathányad mérésére fejlesztettek ki.

Már másodéves BSc-s hallgatóként bekapcsolódtam az intézet kutatásaiba, tapasztalatot szereztem ezekkel az eszközökkel, három hónapot töltöttem a németországi Rennerodban a Stresstech európai központjában. Számos vizsgálatot végeztem és sikerült az egész szakterülettel mélyebben is megismerkednem. Szembesültem azzal a ténnyel, hogy a vizsgálati módszer szabványosított (pl.: EN 15305:2008) ugyan, de számos olyan fémtani hatás van, amely a számított maradó feszültség értékét befolyásolja, és amit a szabvány nem vesz figyelembe. A legjelentősebb hatások lehetnek a kristálytani anizotrópia (textúra), feszültséggradiens, mikrofeszültségeket okozó inhomogenitások. A kutatómunkámnak a vezérfonala, hogy ezekre a hatásokra ne problémaként tekintsek, hanem épp ellenkezőleg, használjam ki a központ nélküli diffraktométerek adta roncsolásmentes vizsgálati lehetőséget, és tárjam fel mindazon információkat a feszültség mérőszámán túl, amit az interferencia függvény hordozz. További célom volt, hogy kidolgozzak olyan vizsgálati eljárásokat, amelyeket azok a szakmai közösségek is hasznosítani tudnak, akik ilyen diffraktométerekkel dolgoznak, vagy új lehetőséget nyújthatnak azoknak, akiknek a szakterületén a roncsolásmentes vizsgálat elengedhetetlen, mint például az archeometria.

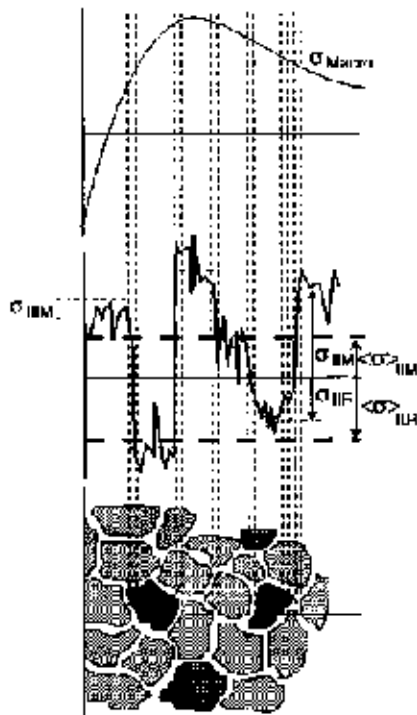
Az elmúlt 8 év kutatási eredményeinek a szintézise ez a négy tézist tartalmazó disszertáció. Az előzetes eredményeket négy OTDK első helyezett dolgozatomban, továbbá szakdolgozatomban, diplomadolgozatomban, publikációkban és egy szabadalomban írtam le. A kutatómunka szinte mindig együttműködés keretében történt, én magam is több TDK, diploma és szakdolgozatot konzultáltam, illetve Dr. Benke Márton habilitáció értekezéséhez is kapcsolódnak eredmények. Minden egyes témánál közlöm az együttműködések és jelzem, hogy mi az én részem az adott kutatásban, és természetesen hivatkozom a közös publikációkat is.

A negyedik tézis megfogalmazásához egy olyan hiba vezetett, amit sokan elkövetnek, ha egy adott szakterületet hosszabb ideig művelnek, azaz, hogy „akinek kalapács van a kezében az mindenhol szöveget lát” jelenség. A kooperatív szerződéssel támogatott kutatás keretében a maradó feszültség monitorozó eljárást gondoltuk, mint korábban sokszor jól működő módszert a felsővezeték szerelési problémáit előrejelző eljárás alapjául. Azonban kiderült, hogy a feszültség monitorozás ebben az esetben nem oldható meg. Ezért ki kellett mozdulnom a komfortzónámból és olyan megoldást keresnem, ami túlmutat a bevett maradó feszültség vizsgáló módszerek korlátjain.

A disszertáció a kötelező elemeken túl négy fő fejezetet tartalmaz. A fejezetek elején ismertetem a hipotéziseimet, bemutatom a releváns szakirodalmi eredményeket, majd a hipotéziseket bizonyító eljárásokat és végül a tézist. Ezen túl, a bevezetést követő fejezetben bemutatom a központ nélküli diffraktométerekhez kapcsolódó azon ismereteket, amelyek a tézisek és a bizonyítási eljárások megértéséhez szükségesek. A könnyebb olvashatóság érdekében a vizsgálatok részleteit a mellékletekben helyeztem el.

1 A maradó feszültség értelmezése, központ nélküli diffraktométerek felépítése, működési elve és a mért jel bemutatása

A maradó feszültség egy a testben ébredő olyan feszültség, ami nem szükséges a test és környezete között fennálló egyensúly fenntartásához. Más szóval, a maradó feszültség akkor is fennáll, amikor az őt létrehozó hatás már megszűnik [1]. A maradó feszültségek a testen belül egyensúlyban vannak. Csoportosításuk történhet az ok szerint, ami a feszültséget létrehozta, a méretskála szerint, amelyben kialakul az egyensúly, vagy a módszer szerint, amivel megmérték [2]. A maradó feszültség elnevezés megtévesztő ugyan, mert a feszültség egy származtatott mennyiség. Ami valójában az anyagban van, az a rácsstorzulás, amit egy bizonyos jelenség okozott. Ennek ellenére ez egy elterjedt terminológia, szokásos még a belső feszültség, saját feszültség elnevezés is.



1. ábra A maradó feszültség csoportosítása ($\sigma_{\text{MAKRÓ, II-III}}$) a térfogat alapján, ahol a feszültségek egyensúlya kialakul M-mátrix, R erősítő fázis [2]

A 1. ábra foglalja össze a méretskála szerinti csoportosítást, amit úgy is megközelíthetünk, hogy milyen méretre terjed ki a rácsstorzulás és az azt fenntartó egyensúly. Amennyiben ez a hiba nagy méretű, például képlékeny alakítás vagy nagy termikus gradienst okozó hatás (hőkezelés, hegesztés) miatt jön létre, akkor elsőrendű (I típusú) vagy makroszkópikus feszültségekről beszélünk. A másodrendű, (II típusú) vagy mikroszkópikus feszültségek a polikristályos anyagok sajátjai, ahol például az egyes szemcsék eltérő képlékenyalakváltozó képessége miatt vagy eltérő hővezetése miatt alakulnak ki feszültségek. Ez a feszültség felépülhet többfázisú mikroszerkezetben vagy fázisátalakulás közben is. A szubmikroszkópikus, harmadrendű (III típusú) feszültségek tipikusan diszlokációk, idegen atomok és fázishatárok környezetében alakulnak ki.

A kristályrácsban bekövetkező bármilyen torzulás változást okoz a diffrakciós szórás képben ezért a diffrakció elvén alapuló technikák (röntgen, elektron, neutron) nagyon jól alkalmazhatók a maradó feszültségek jellemzésére. Amennyiben a besugárzott térfogat kisebb, mint az egyensúlyt fenntartó térfogat

(tipikusan makroszkópikus feszültségek esetén), akkor a következőképp módosulhat a jel. A vizsgált kristályrács, ha nyomott állapotban van, vagyis a d rácstávolság kisebb a feszültség mentes állapothoz képest, akkor a diffrakció alapegyenlete, a Bragg-egyenlet (1) alapján, a θ diffrakciós szög a nagyobb szög irányba tolódik. Ha húzott állapotban van, vagyis a d rácstávolság nagyobb, akkor a θ diffrakciós szög (Bragg-szög) a kisebb szög irányba tolódik.

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (1)$$

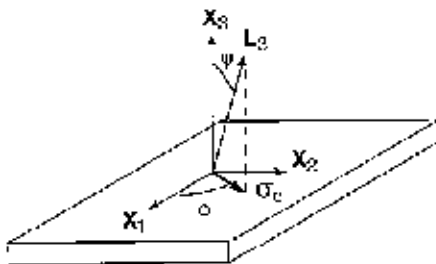
ahol λ - a sugárzás hullámhossza, n -pozitív egész szám.

Ha a besugárzott térfogat nagyobb, mint az a térfogat, ahol az egyensúly fennáll (mikroszkópikus, szubmikroszkópikus feszültségek esetén), akkor húzott és nyomott tartományok is lesznek, ebből adódóan a szögeltolódás mindkét irányba történik, vagyis az interferencia függvény szélesedik. Ezzel a problémával a harmadik tézis kapcsán foglalkozom részletesebben.

A röntgendiffrakciós módszerek széles körben alkalmazhatók, jó pontosságot és felbontást adnak és mindhárom első rendű feszültség meghatározására alkalmasak. Az ipari gyakorlatban főleg a makroszkópikus feszültségek a kérdésesek. Erre adnak nagyon jó választ a központ nélküli diffraktométerek, amelyeket kimondottan maradó feszültség vizsgálatra fejlesztették ki. Két fő típusuk van aszerint, hogy a vizsgálathoz szükséges mozgásokat (döntéseket) kötött pályán vagy robotkarra szerelve (szervomotorok összehangolt mozgásával) valósítják meg. Az utóbbi megoldás a minta geometriája szempontjából is nagyobb szabadságot ad a vizsgálat során. Ha a feszültségegyensúly nagy térfogatra terjed ki, akkor a mintakivágás az egyensúlyt megbonthatja, vagyis az eredeti állapot módosul. Ezért a központ nélküli diffraktométerek nagy előnye, hogy az esetek többségében nem igényelnek mintakivágást.

Függetlenül a röntgendiffraktométer kialakításától a leelterjedtebb maradó feszültség vizsgálati eljárás az un. $\sin^2\psi$ módszer, ahol a rácostorzulásból adódó interferencia függvény csúcsejtőlódásából és a rugalmas állandók (E- Young modulus és a ν - Poisson tényező) ismeretében a 2. ábra szerinti geometriai elrendezésben a σ_ϕ feszültség értéke, a (2) szerint számítható [3].

$$\sigma_\phi = \frac{d_\psi - d_3}{d_3} \frac{E}{(1 + \nu)\sin^2\psi} \quad (2)$$



2. ábra Geometriai elrendezés biaxiális feszültség meghatározása esetén. X_i a minta, L_i a labor koordináta-rendszer. A diffrakciós síkok merőlegesek L_3 -ra [3]

Méréstechnikailag ez azt jelenti, hogy az adott kristálysík sorozatra jellemző θ szögnél detektáljuk az interferencia függvényt, kiszámítjuk d_3 értékét, majd ugyanezen síksorozat interferencia függvényét és d_{ψ_i} értékét megmérjük ψ_i szöggel döntve a mintát vagy a sugárforrást. A $d_{\psi_i} - \sin^2\psi_i$ görbe meredeksége adja a keresett σ_ϕ értékét. A hagyományos diffraktométerek a mintát döntik, ami a goniométer közepén elhelyezett mintatartóban van, a központ nélküli diffraktométerek esetén a minta mozdulatlan. A központ nélküli kifejezés arra utal, hogy a diffraktométer nem rendelkezik rögzített, beépített mintatartóval. A rendszer mindig a vizsgált tárgyhoz

rögzített virtuális goniométer középpontját határozza meg. Gyakorlatilag nincsenek méretbeli és geometriai megkötések a vizsgálandó tárgyra vonatkozóan. A berendezés moduláris, és úgy tervezték, hogy könnyen mozgatható legyen, így alkalmas mobil, helyszíni és in-situ vizsgálatokra is. A 3. ábra a robotkarra erősített konfigurációt és a főbb részeket mutatja. A kisméretű röntgensóvből a változtatható geometriájú kollimátoron keresztül jut a sugár a vizsgált próba felületére. A szintén cserélhető, különböző sugarú detektor tartó ív tartja a két, szimmetrikusan elhelyezett „A” és „B” félvezető helyzetérzékeny (vonali) detektorokat. A detektorok ugyanazon diffrakciós kúp két pontját mérik. A tartó ív hossza határozza meg a vizsgálható szögtartományt, mely a feszültségmérés jellegzetességéből adódóan főleg a nagy ($120-170^\circ$), Bragg-szögtartományra terjed csak ki. Rendelkezésre áll egy un. aszimmetrikus detektor tartó ív is, eredendően maradék ausztenit vizsgálatához. Ez azt biztosítja, hogy a két detektor ebben az esetben két különböző Bragg-pozícióban van. Jelentős eltérés még, hogy ebben az esetben

hegyesszög alatt, míg a szimmetrikus ív esetén merőlegesen jut a primer nyaláb a mintára. A robotkar által nyújtott mozgásszabadság mind a minta mérési helye, mind a ψ szög döntése tekintetében tág határokat biztosít. A kötött pályán mozgó rendszert a 4. ábra mutatja. Ebben az esetben a ψ szerinti döntés megvalósítására kétféle lehetőség van, az ún. módosított Ψ módban a Φ tengely, vagy az Ω módban az Ω tengely körül.



szimmetrikus detektor tartó ív

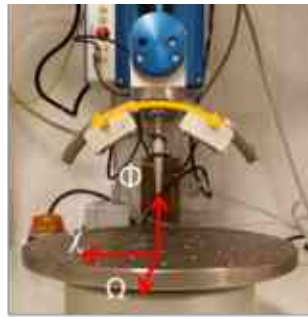


aszimmetrikus detektor tartó ív

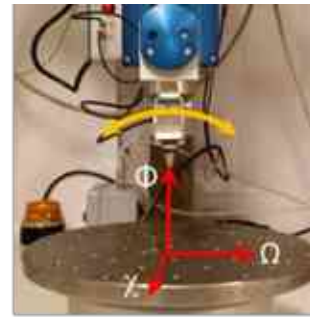
3. ábra A Robotkarral mozgatott központ nélküli diffraktométer mérés közben és a mérőfej főbb részei



módosított Ψ módban



döntés Ω tengely körül



döntés X tengely körül

4. ábra Kötött pályás központ nélküli diffraktométer és a mérési módokban értelmezett koordináta-rendszer (Stresstech G3R) [4]

A központ nélküli diffraktométerek esetében a vizsgálat mindig kalibrálással kezdődik, hogy meghatározzuk a virtuális goniométer központját, vagy más szóval meghatározzuk a munkatávolságot és felskálázzuk a detektort. A kalibrálás lényege, hogy az adott detektor-ív-kollimátor konfigurációban egy garantáltan feszültségmentes etalon por mintán (ezt a berendezés gyártója garantálja), melynek anyaga lehetőség szerint ugyanaz, mint a vizsgálandó mintáé, feszültségvizsgálatot indítunk. Ekkor a berendezés lépésenként változtatja a kollimátor és a vizsgálandó felület közti munkatávot addig, míg valóban nulla vagy ahhoz nagyon közeli feszültséget mér. Amikor megtalálta ezt a távolságot akkor ezt rögzíti, valamint az etalon elméleti diffrakciós szögét megfelelteti a mért jel szögének. Ezt követően az etalon helyére tehetjük a vizsgált mintát. A mérés kezdetekor a minta felületének érintése után a rendszer beáll a munkatávolságra, amit korábban meghatározott és ezek után mérésre kész. A detektált intenzitás innentől kezdve már a szög függvényében jelenik meg. A jellemző szögtartomány, amit detektálni tudunk pl. az 50 mm-es rádiuszú detektortartó ívvel 29° . A szögfelbontás szintén a detektortartó ív rádiuszától függően $0,14-0,57^\circ$. Feszültségvizsgálat során a döntések száma (ψ_i) és maximális értéke hatással van a számított eredmény pontosságára [5]. Általános gyakorlat a $\psi_{\max}=45^\circ$ és az 5- 5 db döntési pozíció mind negatív mind pozitív irányban. Mindegyik döntés esetében mindkét detektor jelét használjuk és átlagoljuk. Amennyiben a két detektor jele eltér, akkor az fémtani problémára utalhat. A kapott interferencia függvény kiértékelésére az Xtronic

szoftverben csak limitált lehetőségünk van, és a digitális adatokat sem tudjuk a mérőszoftverból kimenteni. A kiértékelés során lineáris, parabolikus vagy konstans háttérleválasztásra van mód. A Bragg-szög meghatározására már sokkal több lehetőség van, úgymint keresztkorrelációval, súlyponti módszerrel vagy függvényillesztéssel. Ez utóbbi esetben a Gauss, Lorentz, módosított és köztes Lorentz, Pearson VII, Split Pearson VII függvények állnak rendelkezésre. A használt függvények paraméterei viszont kimenthetők. A vizsgálat során detektor oldali $K\beta$ szűrésre van lehetőség abszorpciós szűrővel. A $K\alpha_1$ és $K\alpha_2$ jel szétválasztást szoftveresen lehet elvégezni, amit az irodalom Rachinger korrekcióként ismer [6]. Ettől eltérő feltételezéssel él az itt használt módszer. A két csúcs a $120-170^\circ$ közötti Bragg-szög tartományban már kellően szétválik ahhoz, hogy két függvénnyel legyen illeszthető. Ezen túl feltételezzük, hogy a két reflexió intenzitásának és félértékszélességének (FWHM) az aránya $1/2$. A mérés végeztével megkapjuk minden döntési pozícióban a két detektor által rögzített interferencia függvényt grafikusán, az anyagkonstansok megadása után pedig az adott mérési pontban számolt normálfeszültséget és hibáját, a csúsztatófeszültséget és hibáját, az összes döntés mindkét detektoráról kapott interferencia függvények félértékszélességének az átlagát és hibáját, ugyanezen módon a Bragg-szögek és interferencia függvények intenzitás maximumának az átlagát és hibáját.

A vizsgálat a minta felületén roncsolásmentesen történik, és a jel a sugárforrásnak megfelelő behatolási mélységből származik, ami jellemzően max. néhány $10\ \mu\text{m}$. Vannak olyan gyakorlati alkalmazások amikor a felület alatti feszültségeloszlásra vagyunk kíváncsiak. Ilyenkor elektrokémiai polírozást alkalmazunk, tapintó órával μm pontossággal megmérjük az eltávolított rétegvastagságot és a mérést a fent említett rutinnal végezzük el. A polírozás paramétereivel (feszültség és az elektrolit áramlási sebessége) az anyagleválasztás mértéke nagyon jól szabályozható, és így a maradó feszültség változása a mélységben részletesen feltárható. Ekkor a minta ugyan roncsolódik, de a roncsolódás jellemzően csak 2-4 mm átmérőjű foltban történik és nem haladja meg a $0,3\ \text{mm}$ mélységet általában. Azonban szélsőséges esetekben (pl.: több tonnás szélérőmű tengelyek esetén) akár $3\ \text{mm}$ mélységben is történhet a mélységi maradó feszültség mérés. Ez a vizsgálati hely az alkatrészen eshet olyan helyre, ahol a későbbi gyártástechnológiai lépések pl.: forgácsolás során eltávolításra kerül, vagy lehet egy nem teherviselő részén az alkatrésznek. Mintakivágásra csak nagyon ritka esetben pl. fogaskerekek, fogaslécék fogtövéknél történő mélységi vizsgálatkor van szükség. Az esetek többségében nem alkalmazunk mintavételt, ezért ezt az eljárást tekinthetjük kvázi roncsolásmentes módszernek.

Ebből a rövid leírásból is kitűnik, hogy a központ nélküli diffraktométereknek számos előnye és hátránya van. A legnagyobb előnye, hogy mivel a szükséges mozgásokat maga a mérőfej (goniométer) végzi, a próbadarabra vonatkozó geometriai korlát praktikusán nincs. A legnagyobb kompromisszum a limitált Bragg-szögtartomány. Gyakorlati fémek esetében egy vizsgálati konfigurációban (adott detektor ív és kollimátor) egy, maximum két reflexió detektálható, mint például lapcentrált köbös fémek esetén a $\{311\}$ és $\{222\}$ reflexiók. Többfázisú rendszerekben előfordulhat, hogy több reflexió is esik a vizsgált tartományra. Ilyenkor a hagyományos diffraktométereket kell használni a vizsgálni kívánt reflexió beazonosításához.

Az általam javasolt vizsgálati eljárásoknál ezeket a kompromisszumokat tényként kezelem. Szeretném hangsúlyozni, hogy a központ nélküli diffraktométerek nem versenyezhetnek számos területen a hagyományos diffraktométerekkel. A célom az, hogy rámutassak ezeknek az eszközöknek az alkalmazhatósága messze túlmutat a maradó feszültség mérőszámának meghatározásán.

2 Roncsolásmentes textúra vizsgálat / Első hipotézis

Hipotézisem, hogy maradó feszültség vizsgálatra kifejlesztett központ nélküli diffraktométerek képesek mindazon mozgások megvalósítására, amelyek a textúra vizsgálatához szükségesek. A hagyományos és központ nélküli diffraktométerek eltérő sugármenettel rendelkeznek, de korábbi munkáimban megmutattam, hogy létezik olyan transzformáció, amivel a két módszerrel teljesen egyenértékű pólusábra mérhető. X módban történő méréskor a transzformációra nincs szükség, sőt, ha minimum három nem párhuzamos síksorozat pólusábrája is mérhető, akkor az orientáció eloszlás függvény (ODF) is meghatározható. Központ nélküli berendezések használatával a vizsgálatok roncsolásmentesen elvégezhetők. A roncsolásmentes textúra vizsgálatnak van relevanciája az archeometriában és értékes egyedi alkatrészek vizsgálata során.

2.1 Textúra értelmezése, jelentősége és jellemzése

A kristályok térbeli irányultságának a véletlentől való eltérését textúrának nevezzük és annak jellemzése (mérés vagy modellezés) számos területen elengedhetetlen. A képlékenyalakítási folyamatok vagy a lágyítás általában erős textúrát eredményeznek a polikristályos fémekben [7], ami a mechanikai tulajdonságok [8], a mágneses tulajdonságok [9], [10] és a korrózióállóság [11], [12] irányfüggéséhez vezet. Hengerelt ötvözetekben a textúra kialakulása jól szabályozható, például, alumínium [13] vagy acéllemezek termomechanikus kezelésével, további alakítás, jellemzően mélyhúzás számára [14], [15]. Az alakítás során fontos kérdés a textúrából eredő fülesedési jelenség elkerülése, és ezért sok esetben ez az a paraméter, amire a technológia optimalizálás történik [16], [17], [18]. Van olyan eset is, amikor a probléma megfordítva jelentkezik, a textúrából következtetni tudunk a termomechanikai előzményekre. Ezt a módszert gyakran alkalmazzák a folyamat jellemzésére nem hagyományos fémalakítási technológiákban, például intenzív képlékenyalakításnál (severe plastic deformation - SPD) [19], [20] vagy az SPD utáni lágyítási folyamat [21] jellemzésére. Az archeometria is ezt a megközelítést alkalmazza, amikor a régészeti fémleletek textúrájából következtet azok előállítási technológiáira [22]. Azokban az esetekben, amikor a tárgyak egyediségük vagy magas előállítási költségük miatt értékesek, a mikroszerkezeti jellemzés a tárgy károsítása nélkül végezhető el. Számos úgynevezett roncsolásmentes vizsgálati technika nem igényel mintavételt és képes információt szolgáltatni a mikroszerkezetről, de a textúra roncsolásmentes jellemzésére eddig csak a neutrondiffrakciót használták. Voltak kezdeményezések textúra ultrahanggal történő jellemzésére. A módszer azt a tényt kívánta kihasználni, hogy az ultrahang terjedése függ a közeg kristálytani orientációjától [23], [24]. Az eredmények jól korreláltak az elektrondiffrakciós eredményekkel [25], és néhány új cikk előrehaladást mutat az ultrahang használatában a tömbi anyag textúrájának számszerűsítésére, de széles körben még nem terjedt el [26], [27].

A textúrát jellemezhetjük kvalitatív, kvantitatív vagy félkvantitatív módon. Kvalitatív jellemzés alatt azt értjük, ha azt határozzuk meg, hogy a mintához rögzített koordináta-rendszerben a tér egyes irányában mely síksorozatok szaporodtak fel. Kvantitatív jellemzés azt jelenti, hogy valamennyi kristály térbeli orientációját ismerjük. A textúra félkvantitatív jellemzésére a legelterjedtebb módszer a pólusábra [28]. A pólusábra a síknormálisok és a kristály körüli egység sugarú gömbfelület metszéspontjainak az eloszlását mutatja, egy kétdimenziós sztereografikus projekció formájában (vetítősík az egységgömb egyenlítői főkörre). Egy adott orientáció helyzete és intenzitása jelenik meg a mintához rögzített koordináta-rendszerben. Két szögparaméter elegendő egy pólus jellemzésére, a pólusszög (φ) és az azimutszög (χ).

Egy polikristályos anyagban a kristályrács orientációinak statisztikája orientációeloszlási függvényként is kifejezhető [29]. Az orientáció leírható olyan ismert reprezentációkkal, mint az Euler-szögek [30], szög-tengely párok [31], Rodriguez-vektorok [32], kvaternionok vagy ortogonális mátrixok. Ezeknek a különböző, de egyenértékű reprezentációknak közös jellemzője, hogy egy adott kristályorientáció leírásához három független paraméterre van szükség [33]. Az orientációs paraméterek, mint Descartes-i koordináták értelmezhetők. Ebben a háromdimenziós térben, ha a pontok sűrűsödve helyezkednek el akkor textúra van jelen, ellenkező esetben izotróp a szerkezet. Bunge szerint a pontok sűrűsége a háromdimenziós térben orientációeloszlás függvényvel jellemezhető (ODF), ami általánosított szférikus harmonikus függvények sorozataként értelmezhető. Az ODF elterjedt ábrázolása, hogy a háromdimenziós teret a koordináták jellemző metszeteinél ábrázolja pl. φ ; ϕ ; φ_2 koordináták esetén a $\varphi_2=45^\circ$ -nál.

Az ODF meghatározására általában két megközelítést használnak. A Fourier-térben végzett harmonikus módszer [31] szférikus harmonikus függvényeket használ, a direkt vagy diszkrét módszert pedig közvetlenül az orientációs térben alkalmazzák. A diszkrét módszert először Williams [34] javasolta; majd Imhof [35], később Matthies és Vinel [36] kiegészítései Williams-Imhof-Matthies-Vinel (WIMV) nevű modellben tisztult le. Az ODF kiszámítható a nem teljes pólusábrákból, köbös rendszerek esetén ehhez legalább három független pólusábrára van szükség. Az ODF számításához már kész szoftverek állnak rendelkezésre. A kutatásom során én az ATEX szoftvert [37] használtam, mely egy textúra elemző szoftver elektron- és röntgendiffrakcióhoz, és nem kereskedelmi célú felhasználásra szabadon hozzáférhető. Volt rá példa, hogy a saját módszerem fejlesztésével kapcsolatosan kérést fogalmaztam meg és azt a fejlesztők beépítették. Az ODF-számításhoz a szférikus harmonikus módszert használja [26], [37].

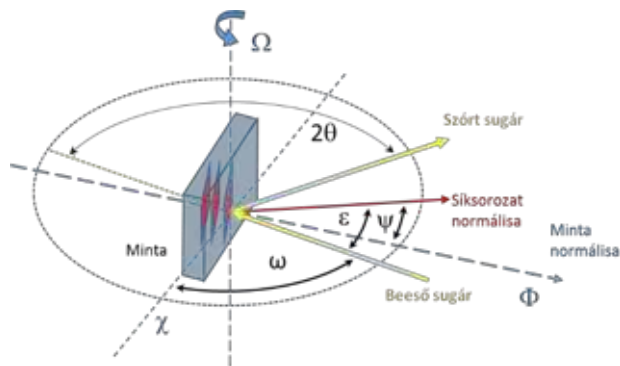
A pólusábrák és az ODF-ek meghatározhatók röntgen- [38] vagy neutrondiffrakcióval [39], valamint orientáció-térképezési technikákból, mint például a visszaszórt elektrondiffrakció (EBSD). Mindegyik módszernek számos előnye és hátránya van. A lokalizált sugárforrással végzett neutrondiffrakció roncsolásmentes, nagy szemcseszámú statisztikát biztosít, mivel a minták felszíne helyett térfogati jel mérhető, és durva szemcséjű anyagok is jellemezhetők [40], [41]. Ezzel szemben a röntgendiffrakció lokalizáltabb információt és továbbra is jó szemcestatisztikát biztosít [42]. A vizsgálatot gyakorlatilag a felületen, kis behatolási mélységgel (több tíz mikron) végzik. A röntgensugárral végzett pólusábra meghatározás rutinszerű, és néhány órán belül eredményt lehet kapni; ehhez képest a neutrondiffrakció sokkal körülményesebb. A röntgenforrás sok laboratóriumban rendelkezésre áll, míg a neutronforrás nagyméretű felhasználói létesítményeket igényel, amelyhez korlátozottan lehet hozzáférni. Ritka kivétel, amikor kompakt neutronforrás áll rendelkezésre [43]. A neutrondiffrakciót olyan minták mérésére célszerű használni, amelyek röntgensugárzással nem mérhetők. Az EBSD-vel a szemcsék statisztikája általában gyenge, azonban az egyes szemcsék mért orientációja alapján teljes pólusábrákat lehet kapni. Ez az egyetlen módszer, amellyel a szemcsék közötti orientációeltérést (misorientáció) is meg lehet határozni. A teljes szemcseszám jellemzően csak néhány ezer vagy annál kevesebb. A hagyományos röntgensugaras textúra-diffraktométerek hátránya, hogy mintát kell kivágni és síkfelületre van szükség [44]. Ami a neutrondiffrakciót illeti, a mintát aktiválják, így hosszú felezési idejű izotópok képződhetnek [45]. A neutron- vagy röntgendiffrakciós vizsgálatok során a mintát χ szerint dönteni és ϕ szerint forgatni kell, ami méretbeli és geometriai problémákat vet fel.

A roncsolásmentes jellege miatt a neutrondiffrakciót a régészet előnyben részesíti, főként arany [46], bronz [47] vagy kerámia tárgyak [40] esetében, nemcsak a koncentráció inhomogenitásának kimutatására [48], hanem textúraelemzésre is [49]. A finom részletek meghatározhatók a pólusábrákból nyert információk alapján. Például egy bronzbalta esetében meghatározható az alakítás mértéke [22] és a balta készítéséhez kapcsolódó alakítás jellege [50]. Siano és társai a

textúra állapotából technológiai információkat tudott kinyerni. Római bronzérméken [51], a pólusábrák alapján meg tudták állapítani, hogy az érmék nem öntéssel készültek, hanem már alakított alapanyagból. Szisztematikus kísérletsorozatot végeztek különböző mértékben alakított bronz sztenderdeken [52]. Az öntött, majd különböző redukciókra hengerelt, végül kalapált archaikus tárgyaknak jellegzetes textúrajegyeik vannak, amelyekkel bizonyítható az előállítási technológiájuk. Japán kardokon végzett neutroindiffrakciós vizsgálatok [53] nemcsak a martenzit jellegéről és a krisztallitméretéről, hanem a gyenge textúra jellegéről is érdekes információkkal szolgáltak az archeometria szakértőinek. Egy másik speciális terület, ahol a roncsolásmentes textúraelemzés releváns, a természetes egykristályok és meteoritok. Vasmeteoritokban [54] a textúrából tudtak következtetni a képlékeny deformáció hőmérsékleti tartományára. Borzacos szerzőtársaival [55] a cseljabinszki meteoritot vizsgálva arra a következtetésre jutott, hogy a textúra eredete a meteorit termobárikus becsapódásának eredménye.

A rövid áttekintésből kitűnik, hogy egy roncsolásmentes, nem neutroindiffrakción alapuló textúra vizsgálati módszerre lenne igény. Az első fejezetben leírtak alapján felismertük azt a tényt, hogy a központ nélküli röntgendiffraktométerek adhatnak lehetőséget erre a vizsgálati módra. Tekintsük át, hogy milyen mozgásokra van szükség.

A diffrakció jelenségén alapuló röntgenes mérés technikának fejlődése során számos változata jött létre. Napjainkban a legelterjedtebb ezek közül a Bragg-Brentano szerinti elrendezésű technika, ahol a sugárforrás, és a detektor egy ún. goniométer körön helyezkednek el, a vizsgálandó minta felülete pedig ezen kör középpontját érinti. A goniométer és a vizsgált minta egymáshoz képesti mozgását tekintve három különböző módszert különböztethetünk meg, a Ψ vagy X módot, a módosított Ψ módot, és az Ω módot. A Ψ mód elnevezés inkább Európában honosodott meg, Észak-Amerikában a X mód használatos [56] elnevezések a minta síkjához rögzített koordináta-rendszer tengelyei mentén történő döntést hívatottak szimbolizálni. Nem csak az alkalmazott koordináta-rendszer tengelyeinek jelölése, hanem a koordináta-rendszerben értelmezett döntési szögek jelölésében sem egységes az irodalom, mely olykor megtévesztő lehet. Ezért először bemutatok egy általam értelmezett, a két eltérő rendszerből redukált jelölésrendszert, megmagyarázva a módszerek közti különbséget, segítve ezzel a hagyományos és a központ nélküli diffraktométerrel történő textúravizsgálat közti, elsőre nem feltétlen triviális probléma megvilágítását és a probléma megoldásának menetét. Az általam értelmezett koordináta-rendszer tengelyeit és elfordulási szögeit a következőképp definiálom (5. ábra).



5. ábra Sugármenet a Bragg-Brentano elrendezésű diffraktométerekben, néhány jellemző jelöléssel [4]

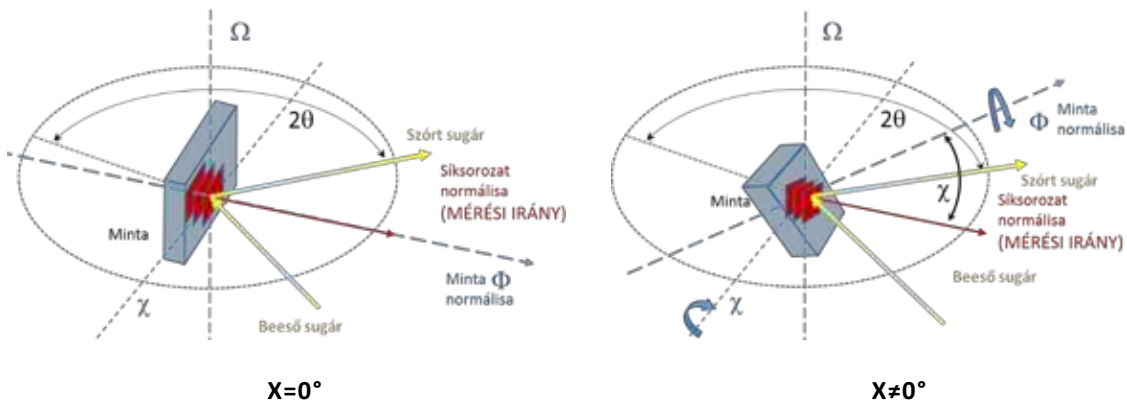
X tengely: A goniométer síkjában a minta felszínével párhuzamos tengely, mely átmegey a goniométer origóján. A X tengely szerinti döntést χ szöggel jelöljük. A χ szög értelmezése a minta felületének normálisa és a goniométerkör síkjában lévő diffrakciót adó síksorozat (mérési irány) normálisa által bezárt szög (6. ábra). Kötött a minta síkjához.

Φ tengely: A minta felületének normálisa (így értelemszerűen kötött a mintához), mely mentén egy φ szerinti elforgatás értelmezett.

Ω tengely: A goniométer origóján átmenő, a

goniométerkörre merőleges tengely. Az Ω tengely tehát merőleges a sugárforrás és a detektor síkjára, így az Ω tengely nem kötött a minta felületéhez. Az Ω tengely mentén történő forgatás megadása az előbbiekhöz képest komplikáltabb. Mivel a szög, amit

ω -val jelölünk, az a primer nyaláb és a minta felülete (avagy X tengely) által bezárt szögeként értelmezi az irodalom. Ez az ω azonban változik mind a teljes spektrum meghatározására alkalmazott $2\theta/\omega$ (vagy másnéven $2\theta/\theta$) módszer során, mind a Ω mód során, ahol a minta normálisa tér ki a sugár forrás és detektor szögfelezőjéhez képest a goniométerkör síkjában.



6. ábra A Hagyományos textúra mérésnél alkalmazott X szerinti döntési mód [4]

A X módot használjuk hagyományos textúra mérésnél és a másik két módot központ nélküli diffraktométerekkel maradó feszültség vizsgálatnál.

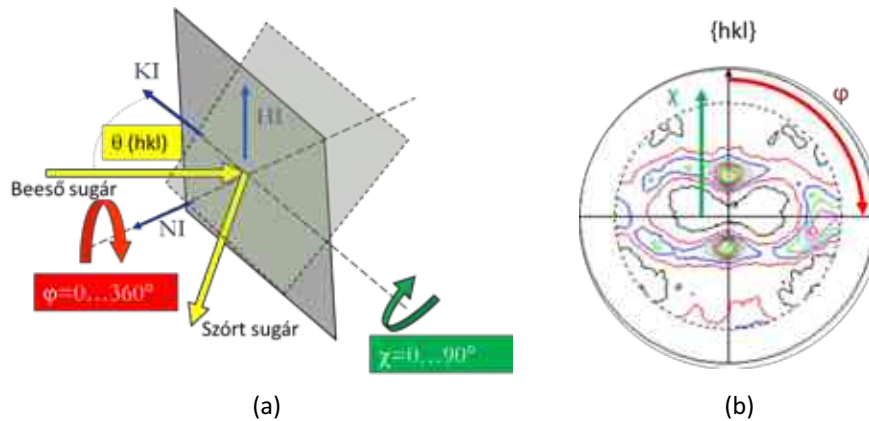
A következőkben bemutatom a módszerek közötti alapvető különbséget, a módszert, amit eddigi kutatómunkáim során dolgoztunk ki (módosított Ψ mód), majd megmutatom az új, az eddigi eljárásoktól sokkal egyszerűbb és teljesebb megoldást adó X módot, annak validálását és gyakorlati alkalmazását.

2.2 Hagyományos textúra mérés X módban

A hagyományos textúramérés során alkalmazott és egyedül elterjedt módszer, ezzel a legegyszerűbb az orientáció térbeli eloszlását feltérképezni, avagy pólusábrát meghatározni. Mivel a X mód során a X tengely körül történik a minta döntése adott χ szöggel, amely tengely a sugárforrás és a detektor síkjában van. Így a minta tulajdonképpen korlátlanul dönthető anélkül, hogy a fókuszálási feltételek módosulnának. Vizsgálat közben a rendszer végig a Rowland-körön marad (6. ábra). A X módszer további nagy előnye, hogy ezzel, a pordiffrakciós technikánál alkalmazott sugármenetet használjuk és a mérhető 2θ szögtartomány a legszélesebb, vagyis ezzel a technikával lehet a pólusábra felvételeket a legtöbb reflexióra elvégezni. Ez pedig, amikor több síksorozat $\{hkl\}$ pólusábráját kell meghatározni, mint például ODF számításához, egy lényeges szempont.

A pólusábra kimérése hagyományos goniométerrel a következő módon történik: A próbatestet úgy rögzítjük, hogy a hengerlési irány (vagy egyéb, a minta koordináta-rendszeréhez köthető irány) 12 óra irányába mutasson a berendezés koordináta-rendszerében. A goniométerrel a mérni kívánt $\{hkl\}$ sík Bragg-szögére kell állnunk. A mérés során a mintának térbeli helyzetét változtatjuk egy forgatási tengely (Φ) és egy döntési tengely (X) mentén. Textúramérés során így megkapjuk a mért $\{hkl\}$ síksorozat intenzitásának eloszlását a referencia irányhoz, például a hengerlési irányhoz képest, a ϕ és χ függvényében, amit pólusábrán ábrázolunk. A felvétel közbeni mintapozíciót, sugármenetet, és a minta mozgatásának szögeit és szögek értelmezését a pólusábrán az 7. ábra mutatja. A vizsgálati mód legnagyobb hátrányát a mintaméret és a geometriai korlát adja. A diffraktométereket úgy alakítják ki, hogy néhány cm^2 -es felületű és

néhány cm vastagságú mintánál nagyobbakat nem tudnak megtartani és mozgatni. Ezért a vizsgálatokat szinte kivétel nélkül mintakivágással és előkészítéssel kell kezdeni.



7. ábra (a) Pólusábra felvétele hagyományos diffraktométerrel X móddal; HI -hengerlési, KI-kereszt és NI-normál irányok a minta koordinátarendszerében (b) pólusábra koordináták [57]

Amire figyelniük kell bármely technikánál az az, hogy a különböző pozíciókban mért intenzitás eloszlásokat a kristályok orientáció szerinti eloszlásával közvetlenül meg tudjuk feleltetni. Ezért minden olyan hatást figyelembe kell vennünk, ami a mért intenzitást befolyásolja, de nem a kristálytani anizotrópiával van kapcsolatban. Intenzitást befolyásoló tényezők a gerjesztés körülményei, az alkalmazott berendezés fizikai és geometriai paraméterei, a besugárzott térfogat nagysága, a berendezés beállításai és a vizsgált fázis kristálytani jellemzője, valamint a maradó feszültség. Utóbbi jelentőségével textúra vizsgálatnál nem számolnak, illetve nem tudják kezelni a hagyományos, pontdetektorral ellátott röntgendiffraktométerek.

A fent említett egyéb tényezők hatásának egy része a vizsgálat körülményeit rögzítve, kiküszöbölhető. Az egyik legjelentősebb paraméter, ami kifejti hatását, az az ún. defókuszálás jelensége, mely a változó besugárzott térfogatból adódó intenzitásvesztésből ered, ugyanis a diffrakciót adó térfogat nagysága a X tengely mentén történő döntés függvényében a mérés során változik [58].

2.3 A módosított Ψ mód, és az arra kidolgozott módszer

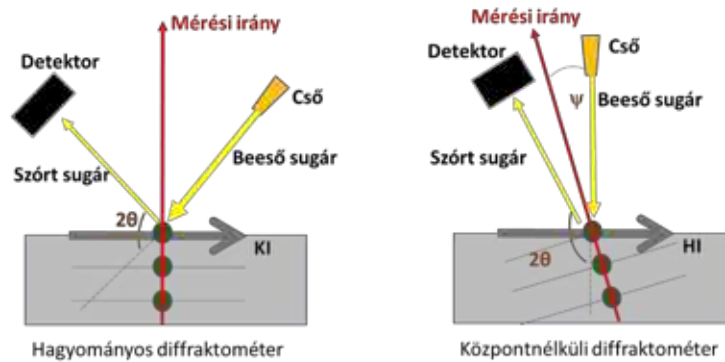
A központ nélküli konfigurációban azt a problémát kell feloldanunk, hogy a hagyományos diffraktométerekhez képest a sugárnyaláb útja eltérő. Az egyszerű központ nélküli diffraktométerekben a primer sugár mindig merőleges a vizsgált tárgy felületére, míg a hagyományos rendszerekben Bragg-szögben (Bragg-Brentano geometria esetén) éri a felületet **8. ábra**. Ez azt jelenti, hogy a besugárzott térfogatban, a minta felszínéhez képest különböző helyzetben lévő síkok adnak jelet a központ nélküli és a hagyományos rendszerben. Azaz a kapott pólusábrák nem azonosak. Ennél a módszernél a mérés során a központ nélküli goniométer döntése a X tengely körül zajlik, azonban az így meghatározott mérési irány ψ szöget zár be a minta felületének normálisával a $\chi=0^\circ$ döntési állapotban. Pontosán emiatt, ezen módszerrel történő mérés során lesz egy ψ sugarú tartomány, amit ezzel a sugármenettel nem tudunk meghatározni (a pólusábra közepe hiányzik).

A ψ szög számítása a (3) képlettel történik:

$$\psi = (180 - 2\theta)/2 \quad (3)$$

A módosított Ψ móddal történő mérésekhez a szükséges matematikai összefüggéseket két szempontból is megfogalmazhatjuk, előtte azonban egy pár szót az itt alkalmazott jelölésekről.

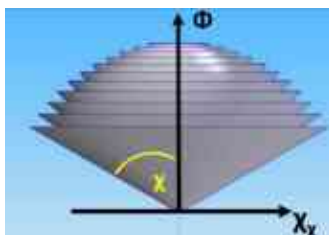
A módosított Ψ mód tárgyalása során χ_x -ként hivatkozok a pólusára χ koordinátájára, vagy a χ mód béli X tengely körüli döntés értékére, míg a módosított Ψ módban végrehajtott X körüli döntésre χ_Ψ -ként. Illetve ugyan ezen jelöléssel teszek különbséget a X módban üzemelő hagyományos diffraktométer Ω_x és a módosított Ψ módban üzemelő központ nélkül diffraktométer Ω_Ψ tengelye között. Visszatérve a matematikai összefüggésekre, az egyik esetben a pólusára előre definiált pontjait keressük, és az azok meghatározásához szükséges χ_Ψ szögeket. A másikban (reverz mód) adott χ_Ψ értéke (pl.: egy feszültség mérés rutinjából), és ehhez keressük meg a pólusára előre nem definiált pontjait, χ_x és φ_x koordinátákkal. Tehát ezzel lehetőség nyílik egy eredendően nem orientáció meghatározására szánt mérésből textúra információkat kinyerni.



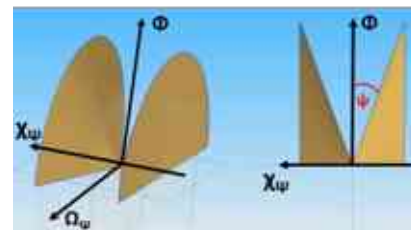
8. ábra Pólusára felvétele hagyományos és központ nélküli diffraktométerrel X móddal; HI-hengerlés, KI-keresztirány [57]

Annak érdekében, hogy a X és a módosított Ψ módok közötti kapcsolat megteremthető legyen, illetve ezeket együtt lehessen ábrázolni, tegyük a következő kitételeket. A X és a módosított Ψ módban értelmezett mérési irányból képezzünk egység vektort. Ábrázoljuk először azon pontok által meghatározott kúpokat, amelyeket a X mód alkalmazása során egységvektornak választott diffrakciós vektor egy pólusára mérés során megtesz a saját koordináta-rendszerében. Ha a pólusára mérendő tartományát $\chi=10^\circ-60^\circ$ -ig, 5° -os szögfelbontással adjuk meg, és Φ tengely körüli forgatást pedig folytonosan ábrázoljuk, akkor a 9. ábra szerinti, közös csúcspan végződő kúpokat kapjuk (nem tévesztendő össze a diffrakciós kúpokkal).

A kúpok magasságvonala és alkotói által bezárt szög így pontosan χ_{χ_i} -nek (X-módban az i-edik χ döntés) felel meg. Ezután a módosított Ψ mód mérési irányát ábrázoljuk minden pontban úgy, hogy a X tengely körül $-90^\circ-90^\circ$ döntést hajtunk végre egy olyan sugármennettel, ami tetszőleges, de $\psi \neq \{0^\circ; 90^\circ\}$. Φ tengely körül ez esetben nem végzünk forgatást. Ekkor a 10. ábra szerinti kúpszeleteket kapunk.



9. ábra Hagyományos textúra mérés során a minta felületének normálisához viszonyított mérési irány által meghatározott kúpok [4]



10. ábra A módosított Ψ mód mérési irány által a χ tengely mentén történő döntés során meghatározott kúpok [4]

Itt a Φ tengely (minta felületének normálisa) és a kúpalkotó által bezárt szög a ψ . A könnyebb ábrázolhatóság érdekében most tekintsünk el az egyik ilyen kúptól, és ábrázoljuk a megmaradt módosított Ψ béli kúpot közös koordináta-rendszerben a X mód kúpjaival a következő módon:

a koordináta-rendszereket toljuk közös origóba, és kezeljük úgy ezen rendszereket, hogy a Φ tengelyük mentén ezek elforgathatók legyenek. Így X mód koordináta-rendszer Ω_X tengelye β szöget zár majd be általános helyzetben a módosított Ψ mód Ω_Ψ tengelyével. Először azonban ábrázoljuk ezeket úgy, hogy a két koordináta-rendszer Ω tengelyei párhuzamosak legyenek egymással (**11. ábra**).

A két rendszer kúpjai által meghatározott áthatási görbéken lesznek azok a pontok, melyeket mindkét módszerrel meg lehet határozni (a metszéspontoktól jobbra eső tartományt pedig hagyjuk el). Most tekintsünk a kúpokra **11. ábra a)** része felől és válasszunk ki egy P pontot az ábrán látható módon $\chi_\Psi=0^\circ$ döntés mellett, majd a módosított Ψ mód egységvektorával alkossunk egy derékszögű háromszöget. A háromszög oldalait pedig az ábrán látható módon nevezzük X'-nek és H-nak. Ekkor a

$$X' = \sin \psi \quad (4)$$

$$H_i = \cos \chi_{\chi_i} \quad (5)$$

szerint alakul. Itt a H nem más, mint az X mód egyik kúpjának magassága. Az X' pedig a metszéspont Φ tengelytől számított távolsága. Ugyanezen ábra c) részén valódi hosszban látszik egy U szakasz, ami nem más, mint a módosított Ψ mód által meghatározott félkúp alapjának a sugara. Ez a jelenlegi $\chi_\Psi=0^\circ$ döntés mellett megegyezik a H-val. Az U pedig:

$$U = \cos \psi \quad (6)$$

Most vegyünk egy általános esetet, amikor a $\chi_\Psi \neq 0^\circ$ -kal, és jelöljünk ki egy Q pontot a **12. ábra** szerint. Ekkor azonban a **12. ábra b)** részén a Q pont, és a már definiált X szakasz segítségével egy újabb derékszögű háromszöget képezhetünk az ábrán látható módon. Itt az X egy újabb befogó, a másik befogót pedig jelöljük L-lel, az átfogót pedig R-rel. Szükséges továbbá meghatározunk az L és az R közötti α szöget. Ezek a változók a következőképp alakulnak (az L-t később fejtem ki):

$$R_i = \sin \chi_{\chi_i} \quad (7)$$

$$\alpha_i = \arcsin \left(\frac{X'}{R_i} \right) \quad (8)$$

Az α szöget véletlenül se tévesszük össze a pólusára szerint φ koordinátával. Ahhoz, hogy a φ koordináta számítható legyen, osszuk jelenlegi koordináta-rendszerünket négy térfélre, és a **13. ábra** szerinti módon értelmezzük benne az α szöget, amennyiben a módosított Ψ módban üzemelő berendezésünk 2 (A, B) detektorral bír. Ekkor a következő összefüggésekkel számolható a pólusára φ koordinátája:

Az I. térdnegyedben:

$$\varphi_j = \alpha_i + \beta_j \quad (9)$$

A II. térdnegyedben:

$$\varphi_j = (180 - \alpha_i) + \beta_j \quad (10)$$

A III. térdnegyedben:

$$\varphi_j = (180 + \alpha_i) + \beta_j \quad (11)$$

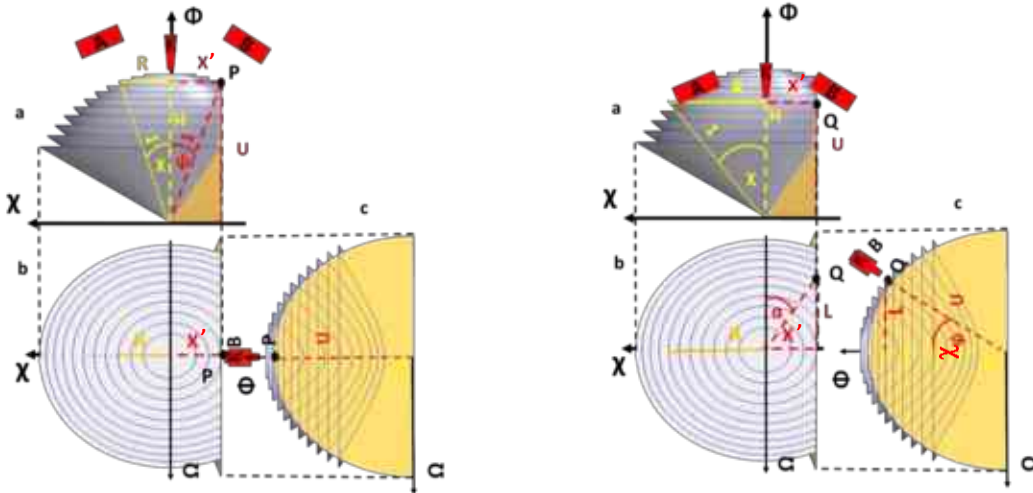
A IV. térdnegyedben:

$$\varphi_j = (360 - \alpha_i) + \beta_j \quad (12)$$

Ahol β_j a mérés során alkalmazott Φ tengely körüli forgatást jelöli. Ezen összefüggések birtokában meghatározható egy olyan $\pm\chi_\Psi$ döntés szög, amellyel a vizsgált reflexió 2θ szöge és a pólusábrán meghatározni kívánt χ_{χ_i} szögek ismeretében a pólusára mérés megvalósítható. Ezen $\pm\chi_\Psi$ a

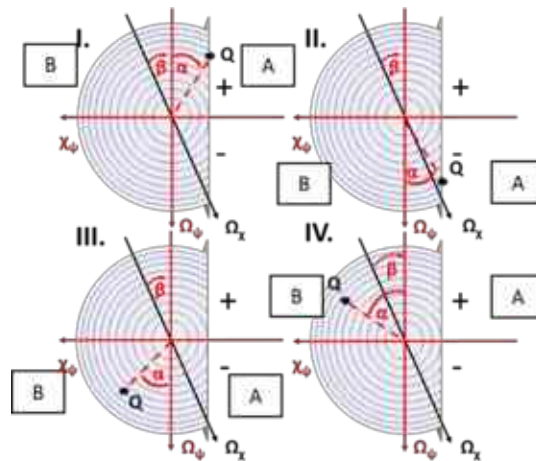
$$\pm\chi_\Psi = \arccos \left(\frac{H_i}{U} \right) = \arccos \left(\frac{\cos \chi_{\chi_i}}{\cos \psi} \right) \quad (13)$$

egyenlettel határozható meg. A \pm előjel használata abban az esetben indokolt, hogy ha a pólusára meghatározását 180° -os forgatással akarjuk megvalósítani, mivelhogy csak így fedhető le a $\varphi = 0^\circ - 360^\circ$ os tartomány. Mivel a $\chi_\Psi=0^\circ$ döntés akkor valósul meg, ha a primer röntgen nyaláb merőleges a minta felszínére, az északi féltérre eső tartomány pozitív előjelet kap, míg a délire eső negatívot.



11. ábra Közös mérési pontok meghatározása hagyományos és központ nélküli diffraktométer esetén, kiinduló helyzet [4]

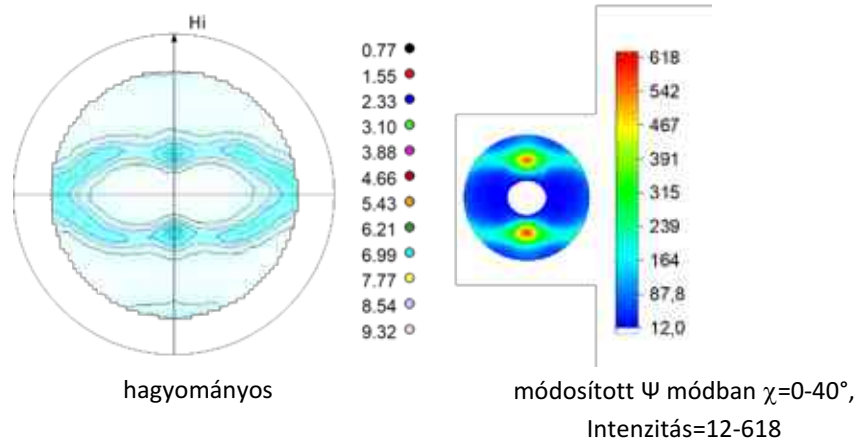
12. ábra Közös mérési pontok meghatározása hagyományos és központ nélküli diffraktométer esetén, általános eset [4]



13. ábra A φ meghatározása a különböző térfelekben [4]

Ezen matematikai összefüggések megfogalmazását követően méréseket végeztem módosított Ψ módban előre definiált χ_{xi} koordinátákkal, és így határoztam meg pólusábrákat, ezekkel validálva az összefüggéseket. A célkitűzésem az volt, hogy a mért síksorozat jellemző pontjait őrizze a meghatározott pólusábra, és a mért χ_{xi} értékek 5 fokos lépésközzel változzanak. Így a meghatározott tartomány $\chi_{\Psi} = 15^{\circ} - 40^{\circ}$ volt. Ezt követően, új módszer lévén létre kellett hoznom egy olyan algoritmust, ami a megfelelő számításokat, korrekciókat elvégezi, és az adatokat megjeleníthető formába rendezi [59]. Ugyanazon hengerelt alumínium lemez hagyományos textúra méréssel és az általunk javasolt módszerrel megmért pólusábráját mutatja a 14. ábra. A mérési körülményeket az 1. Melléklet (10. táblázat) foglalja össze. Érdeemes megfigyelni, hogy az eltérő maximális χ érték esetén is a pólusábra érdemi része mérhető.

Arra a problémára, hogy a pólusábra közepe nem mérhető az úgynevezett Ω mód ad megoldást [60]. Az eljárás egyszerűségét a 8. ábra mutatja. A hagyományos és az Ω mód közötti átjárás során a mintát 90° -kal elforgatva és ψ döntést alkalmazva kapunk egyenértékű pólusábrát. Az Ω mód hátránya viszont az, hogy a χ szögben limitált, gyakorlatilag csak a pólusábra közepe mérhető. A két módszer együttes alkalmazásával viszont teljesértékű pólusábra szerkeszthető.



14. ábra Hagyományosan (max $\chi=75^\circ$) és módosított Ψ módban központ nélküli diffraktométerrel (max $\chi=45^\circ$) megmért Alumínium {222} pólusábrák [4]

2.4 A reverz módosított Ψ módszer

Lehetőség van azonban nem csak előre definiált χ_i értékekhez egy konkrét döntési értéket rendelni, hanem a berendezés rendeltetészerű alkalmazása során nyert adatokból (pl.: maradó feszültség mérés) a pólusábra pontjait meghatározni, amennyiben ismeretes a vizsgált minta pozíciója és nevezetes irányai a mérés során alkalmazott döntés tengelyéhez képest. Ekkor, ami rendelkezésünkre áll információ, az a vizsgált reflexió Bragg-szöge, illetve a χ_ψ döntési pozíció. A 12. ábra c) részén az U kifejezhető a már ismert (6)-es egyenlettel behelyettesítve a (3)-es egyenletet. Ezen ismeretek segítségével az L a következő:

$$L_i = \sin \chi_{\psi_i} * \cos \psi \quad (14)$$

Az előző leírásnál ugyan mellőztük az L-t, mivel használata nélkül egyszerűbben volt leírható a végső összefüggés, azonban itt ez a kifejezés teremti meg a kapcsolatot a c) és a b) nézet között. Mivel ismerjük a 2θ szöget ezért az X a (4)-es egyenlet segítségével meghatározható. Ha ismerjük X' -t és L-t akkor itt célszerű a pitagoraszsi módon kiszámítani az R_i -t:

$$R_i = \sqrt{X'^2 + L_i^2} = \sqrt{(\sin \psi)^2 + (\sin \chi_{\psi_i} * \cos \psi)^2} \quad (15)$$

Az R_i ismeretében a pólusábra φ koordinátájához szükséges α_i ebben az esetben a (16)-es egyenlettel számolható. A φ koordinátának az (9); (10); (11); (12) -es egyenletbe kell a (16) -es egyenlettel kifejezett α -át behelyettesíteni.

$$\alpha_i = \arcsin\left(\frac{X'}{R_i}\right) = \arcsin\left(\frac{\sin \psi}{\sqrt{(\sin \psi)^2 + (\sin \chi_{\psi_i} * \cos \psi)^2}}\right) \quad (16)$$

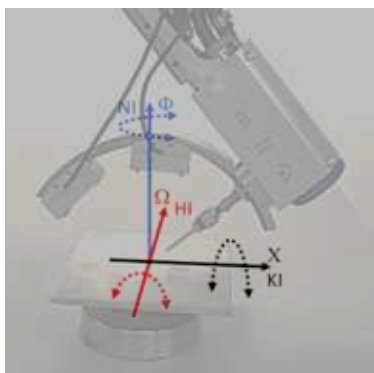
A pólusábra χ_i koordinátáját végül a (17)-es egyenlet írja le.

$$\chi_i = \arcsin(R_i) = \arcsin\left(\sqrt{(\sin \psi)^2 + (\sin \chi_{\psi_i} * \cos \psi)^2}\right) \quad (17)$$

Mivel mérés technikailag ez a megoldás könnyebbséget jelent a mérést végző számára a gyakorlatban szinte mindig ezt az eljárást használjuk, amennyiben kötőpályás központ nélküli berendezés rendelkezésre áll [61].

A módosított Ψ és reverz módosított Ψ módszereket második TDK dolgozatomban és BSc szakdolgozatomban [4] már bemutattam. Az Ω módról Dr. Benke Márton fogalmazott meg tézist habilitációs értekezésében [60]. Jelen értekezésemben az eddigiekhez képest egy teljesen új megközelítést fogok bemutatni. Ahogy az első fejezetben láttuk a diffraktométereknek van egy olyan változata, amikor a szükséges mozgásokat egy robotkar végzi. Ez a technológiai megoldás egy egészen új lehetőséget nyit a roncsolásmentes textúra vizsgálatban.

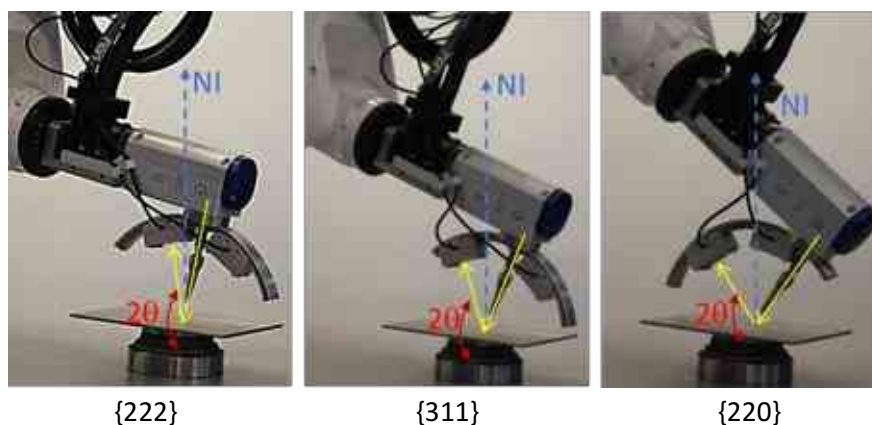
2.5 X módban történő nem hagyományos textúra vizsgálat módja és validálása



15. ábra A robot diffraktométer X, Ω , Φ tengelyei és a minta koordináta-rendszere (HI, KI, NI)

Amennyiben a központ nélküli diffraktométert robotkar mozgatja, akkor a sugármenet megegyezhet a hagyományos sugármenettel, így a teljes pólusábra meghatározható, sőt a nem robotkaros központ nélküli diffraktométerekhez képest a mérhető Bragg-szögtartomány is kiterjeszthető, ezáltal a mérhető pólusábrák száma már több is lehet. Ez pedig megnyitja az utat a roncsolásmentes ODF szintézis elvégzéséhez. Ebben a fejezetben ezt a megoldást fogom bemutatni.

A textúra robotkarral mozgatott diffraktométerrel X módban történő mérésének feltétele, hogy a goniométer a három (Ω , Φ , X) tengely mentén dönthető/forgatható legyen. Ebben az esetben az Ω tengely a hengerlési iránnyal, a X tengely a keresztiránnyal, a Φ tengely pedig a minta normál irányával esik egybe kiinduló állapotban. Mind a szimmetrikus, mind az aszimmetrikus ívnek az Ω tengely körüli megdöntésével elérhető a $\{hkl\}$ síksorozatok méréséhez szükséges Bragg-szög pozíció. Ha a robotkarral erősített diffraktométert az Ω tengely körül döntjük, akkor a beeső nyaláb már nem merőlegesen, hanem szög alatt éri a vizsgált minta felületét, ezáltal a hagyományos textúraméréssel azonos feltételek teremthetők. A 15. ábra a diffraktométer, a X, Φ és Ω tengelyek, valamint a vizsgált, hengerelt minta koordináta-rendszerének (hengerlési, kereszt és normálirány) viszonyát mutatja. Ha a vizsgálat során nem csak a szimmetrikus, hanem az aszimmetrikus detektortartó kart is használjuk akkor a Bragg-szögtartomány jóval nagyobb is lehet, mint az egyszerűbb, nem robotkarral mozgatott diffraktométerek esetében. A 16. ábra alumínium $\{222\}$; $\{311\}$; $\{220\}$ pólusábráinak Bragg-pozícióját mutatja, az első két esetben a szimmetrikus, míg az utolsó esetben az aszimmetrikus detektortartó kar alkalmazásával. Mindhárom méréskor a baloldali detektor az aktív.

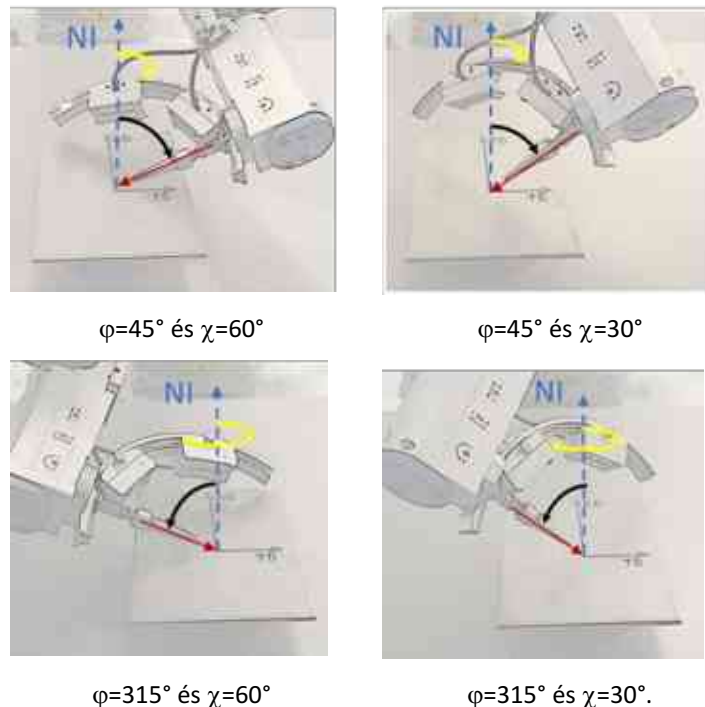


16. ábra A Bragg-szögpozíció robot alapú diffraktométerben alumínium különböző pólusábráinak mérése során szimmetrikus és aszimmetrikus detektortartó alkalmazásával (sárga nyíl a sugármenet, kék nyíl a minta normál iránya)

A pólusábra méréséhez szükséges döntéseket és forgatásokat ezután a X, illetve Φ tengelyek körül végezzük el. A 17. ábra pólusábra mérését mutatja különböző ϕ_i és χ_i szöghelyzetekben. Megjegyzendő, hogy a vizsgált lemez álló helyzetben van, és a munkatávolság mindig állandó a különböző dölések és elforgatások esetén. A diffraktométer mindkét detektora használható, a síksorozattól függően. A Φ és X tengely körüli mozgásokhoz szükséges beállítások a feszültségmérés közbeni szokványos mozgások, amelyek a berendezés szoftverének maradó

feszültségmérési paraméterező felületén adhatók meg. Az Ω tengely körüli mozgások viszont szokatlan parancsot jelentenek, ami csak a robotkar szerszám koordinátarendszerének módosításával valósíthatók meg. A robot alapú diffraktométerrel történő textúraméréshez a részletes leírást a mérési útmutatónkban lehet megtalálni (**2. Melléklet**) [62].

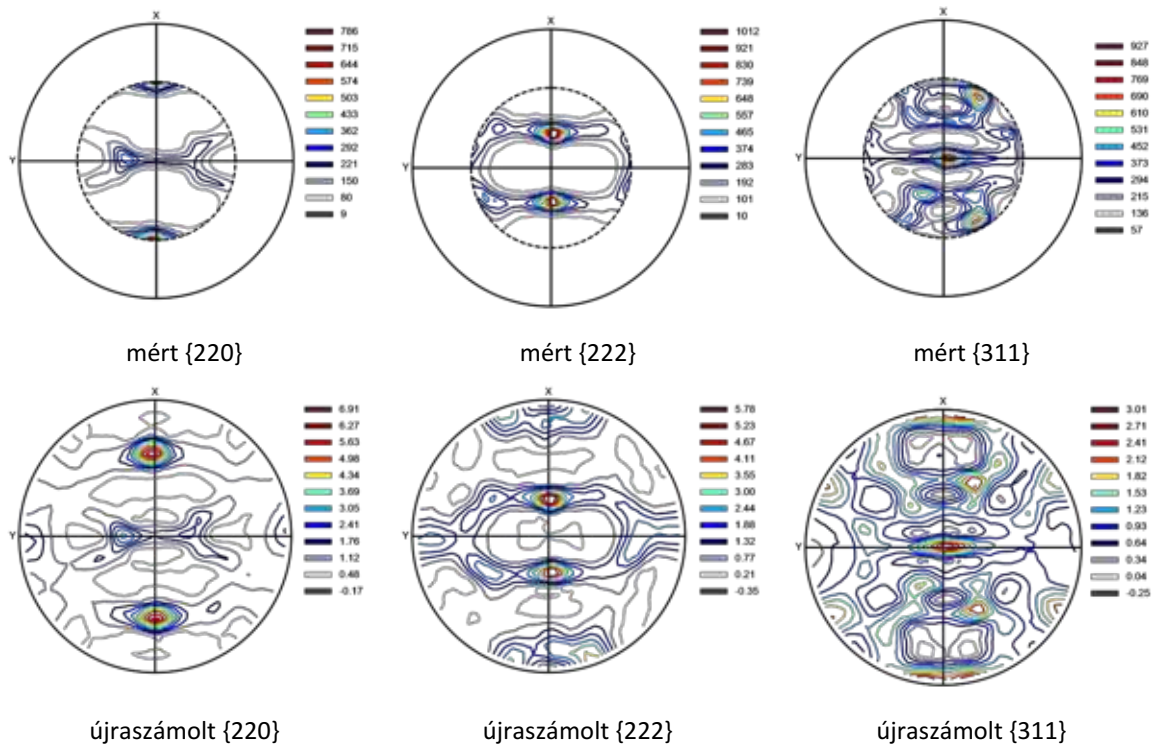
Az új, roncsolásmentes textúramérési technikát 1050-es alumíniumlemezen validáltuk, amelyet 4,8 mm vastagságtól 2,0 mm vastagságig hidegen hengereltünk. A vizsgálatot a minta középvonalán végeztük a semleges szál közelében, ahol a nyírófeszültség a legkisebb. Feltételeztük, hogy a minta keresztmetszetén a textúra gradiens is itt a legkisebb, így a különböző energiájú röntgensugár behatolási mélységéből eredő hatás minimálisra csökkent. Az utolsó lépésben a vizsgált felületet mechanikusan FEPA1000 (18 μm) SiC-papírral políroztuk. Ugyanazt a mintát az új módszerrel és egy hagyományos diffraktométerrel is megmértük a Lorraine-i Egyetem LEM3 laboratóriumában. A mérési paramétereket mindkét módszerre a **3. Melléklet (11. táblázat)** foglalja össze. A hagyományos módszer esetében az inenzitást görbe alatti területből határoztuk meg. Mivel mindkét módszer esetében helyzetérzékeny detektort használtunk, azaz a teljes diffrakciós csúcsot rögzítettük, és a csúcs integrált intenzitását használtuk a számításhoz [33], defókuszkorrekción nem alkalmaztunk.



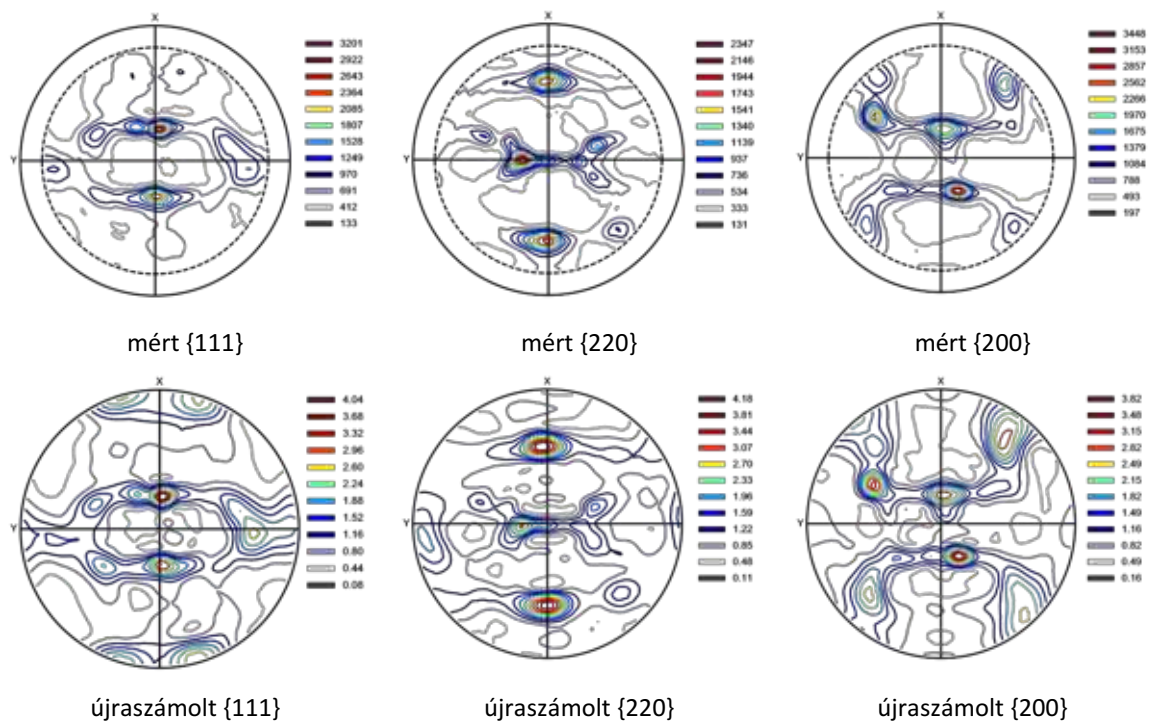
17. ábra Négy pillanatfelvétel pólusábra méréséről a robotkarral mozgatott diffraktométerrel. A minta felületén a hengerlési (RD) és a kereszt (TD) irányok vannak jelölve, szaggatott kék vonal - normál irány (NI), piros nyíl - beeső sugár, sárga nyíl - φ szög, fekete nyíl χ szög.

A robotkar alapú diffraktométert működtető szoftver nem alkalmas a diffrakciós csúcs területének (görbe alatti terület) meghatározására, csak a félértékszélesség és a parabolikus háttér kivonása utáni csúcsintenzitás érhető el. Ezért a görbe alatti terület az intenzitás maximumok és félértékszélesség adatok szorzataként határoztam meg. A limitált Bragg-szög tartomány miatt a robotkarral mozgatott diffraktométerrel a $\{222\}$, $\{220\}$ és $\{311\}$ pólusábrákat tudtuk mérni (**18. ábra**). Az ODF-et az ATEX szoftver segítségével számoltuk ki, majd a teljes ψ : 0-90°-os tartományban rekonstruáltuk a pólusábrákat $L_{\text{max,páros}}=22$ és $L_{\text{max,páratlan}}=21$ szférikus harmonikus paraméterek alkalmazásával. (**18. ábra**). A hagyományos mérés során az $\{111\}$, $\{220\}$ és $\{200\}$

pólusábrákat közvetlenül mértük (19. ábra), majd a pólusábrákat az ODF-ből újraszámoltuk (19. ábra).

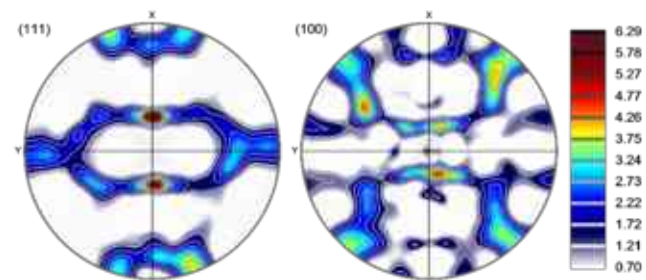


18. ábra Hengerelt alumínium lemez robot diffraktométerrel mért; illetve ATEX szoftverrel újraszámolt pólusábrái m.r.d. egységben; X- hengerlési irány, Y- keresztirány [63]

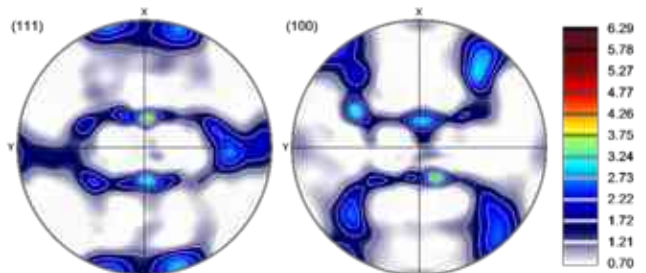


19. ábra Hengerelt alumínium lemez hagyományos diffraktométerrel mért; illetve ATEX szoftverrel újraszámolt pólusábrái m.r.d. egységben; X- hengerlési irány, Y- keresztirány [63]

A rekonstrukciós paraméterek mindkét módszer esetében azonosak voltak (szférikus harmonikusok kitevője: $L_{\max, \text{páros}}=22$, $L_{\max, \text{páratlan}}=21$). Az újrászámított (100) és (111) pólusábrákat és a két módszerből származó ODF-részleteket összehasonlításképpen a 20. ábra és a 21. ábra mutatja.

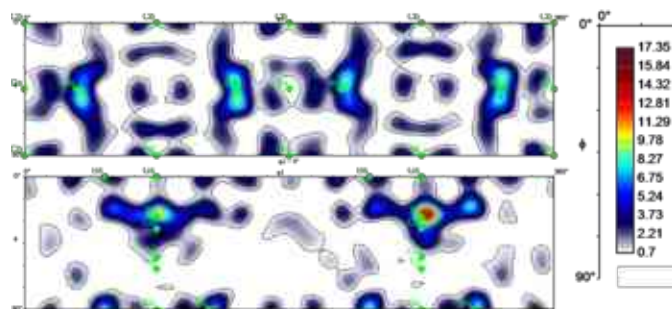


robot diffraktométerrel mért adatok alapján

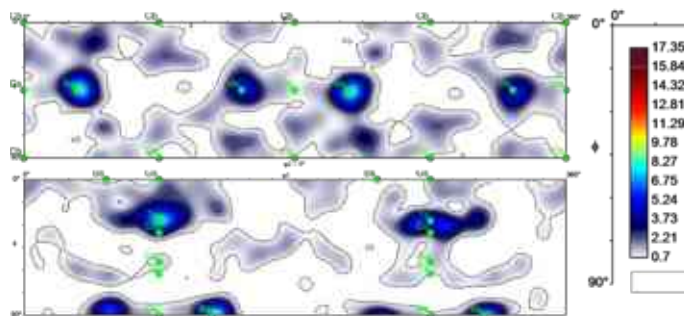


hagyományos diffraktométerrel mért adatok alapján

20. ábra Hidegen hengerelt alumínium lemez ATEX szoftverrel újrászámolt {111} és {100} pólusábrái m.r.d. egységben; X- hengerlési irány, Y- keresztirány [63]



robot diffraktométerrel mért adatokból számolt



hagyományos diffraktométerrel mért adatokból számolt

21. ábra Hidegen hengerelt alumínium lemez ODF metszetei ($\phi=0^\circ$ and 45°) m.r.d. egységben [63]

A két módszerrel mért adatok vizuálisan is összehasonlíthatók. Mindkét módszer a lapközepes köbös anyagokra jellemző hengerlési textúrát mutatja. Érdekes módon mindkét módszer hasonló aszimmetriát mutat, ami feltehetően a nem ideális hengerlési körülményeknek tudható be. A két

módszer eredményei közötti különbség az intenzitásmaximumokban kb. 2-szeres. A mennyiségi összehasonlítást az ATEX szoftverben elérhető, a (18) által meghatározott, az ODF-ekből származó közvetlen korrelációs index segítségével is elvégeztük:

$$D = \frac{\int_g f_A(g)f_B(g)dg^2}{\sqrt{\int_g f_A^2(g)dg^2 \cdot \int_g f_B^2(g)dg^2}} \quad (18)$$

Itt $f_A(g)$ és $f_B(g)$ a két összehasonlítandó textúra orientációeloszlási függvényei, ahol g a három Euler-szög által meghatározott orientációs vektor. A D értéke 0 és 1 között lehet. A jobb korreláció nagyobb D értékeknek felel meg; $D = 1$ esetén a két textúra azonos.

Jelen összehasonlításban a közvetlen korreláció értéke 0,81 volt, ami a mérés technikában elfogadhatóan magas érték két független textúramérés esetében [20]. A két készülék kialakítása miatt nem biztosított tökéletesen azonos mérési körülményeket, így tökéletes egyezést nem lehet elvárni. A robotkarral hajtott diffraktométert maradó feszültség vizsgálatára tervezték, és az általunk javasolt megoldás, hogy textúra jellemzésére használjuk, nyilvánvalóan nem kompromisszumok nélküli. A különböző módszerekkel kapott eredményekben megfigyelhető különbségek okai a következőkből származhatnak.

Röntgenforrás: A legtöbb esetben a robotkarral mozgatott diffraktométerek a jobb szögfelbontás érdekében Cr röntgensóval működnek. Laboratóriumunkban Cu és Mn források is rendelkezésre állnak. A Co cső nem indokolt, ezért ritkán használják. Mivel a kontrolllaboratóriumban gyakran vasalapú mintákat elemeznek, a hagyományos diffraktométerben Co csövet használnak a gyakrabban használt Cu cső helyett. Ez a tény két különböző röntgenforrás használatához vezetett. A behatolási mélység a különböző energiák miatt eltérő. Ha a vizsgált anyagban van textúra-gradiens, és a hengerelt termékben mindig van, a textúraeredmények a különböző behatolási mélység miatt eltérhetnek. A 1. táblázat összehasonlítja a két sugárforrás behatolási mélységét a vizsgált síksorozatoknál. Az adatokat a Bruker Absorb DX V1 1.1.2 szoftverével számoltuk ki. A Co $K\alpha$ röntgensugárzás esetében a behatolási mélység általában kétszer nagyobb, de a maximális érték kisebb, mint 60 μm . A hengerelt alumínium nem túl nagy mértékű redukción ment keresztül, és nem volt eredendően finomszemcsés. Az átlagos szemcseméret 60-100 mikron körüli. Ebből arra következtethetünk, hogy a behatolási mélység mindkét esetben a szemcseméret nagyságrendjébe esik, így jelentős textúragradiens hatásra nem kell számítani.

1. táblázat Co és Cr $K\alpha$ röntgensugárzás behatolási mélysége alumíniumban

hkl	Cr $K\alpha$		Co $K\alpha$	
	2θ , °	Mélység, μm	2θ , °	Mélység, μm
111	58,67	13,42	44,97	21,84
200	68,94	15,5	52,48	25,25
220	106,35	21,92	94,27	41,85
311	13,49	25,69	99,93	43,72
222	156,98	26,84	124,16	50,46

Besugárzott térfogat: A kollimátor átmérője és a rés típusa (fix és dinamikus) különbözött a két módszerben. A berendezések eltérő jellege miatt ez a különbség az egyik olyan kompromisszum, amelyet el kell fogadni. Ez azt jelenti, hogy a robotkarral mozgatott

diffraktométerben a mintára eső sugárnyaláb területe több mint hatszor nagyobb volt, mint a hagyományos berendezésben. Ez lehet az oka annak, hogy a roncsolásmentes esetben a pólusábrák jobban megfelelnek az ortotróp hengerlési szimmetriának, mint a hagyományos módon mért, ami megerősíti az első eset jobb statisztikai feltételeit.

ψ tartomány, lépésméret ψ/φ értékben: A robotkarral mozgatott diffraktométer geometriai kialakítása miatt a ψ általában nem lehet 65° -nál nagyobb. A hagyományos módszernél nincs ilyen korlátozás, és a mérési gyakorlat szerint 75° -ig lehet dönteni. A ψ/φ mozgások is különböző lépésmérettel rendelkeznek, ami azt jelenti, hogy míg a robot esetében 864 mérési pont jutott egy pólusábrára, addig a hagyományos esetben 2160. Ezen kívül a korábban említett korlátozások miatt a három mért pólusábra a két rendszer esetében eltérő volt. Ezen különbségek következtében az újraszámított ODF eredmények eltérőek lehetnek, és a belőlük kinyert pólusábrák sem teljesen azonosak.

Mint az összefoglalóban már megmutattam az ODF számításához több pólusábrára van szükség függetlenül attól, hogy a sorfejtéses vagy a direkt módszert alkalmazzuk. Ezért a továbbiakban készítettem egy kalkulációt, hogy a robot alapú diffraktométerrel, mely röntgensövek alkalmazása mellett és mely anyagok vizsgálata során lehetséges megvalósítani a 3 db pólusábra felvételét. Az eredményeket röntgensövenként a **4. Melléklet 71. ábra-76. ábra** sorozata mutatja. A zölddel kiemelt részek mérhetők X móddal, a Bragg-egyenlet alapján a különböző hullámhosszú csövekkel kedvező tartományban kapnánk reflexiót. A röntgen fluoreszcencia jelenségéből adódó inkompatibilitást nem tüntettem fel a táblázatban. A táblázatban azt is jeleztem mely anyaghoz rendelkezünk etalonnal (esetleg a piacról beszerezhető), ami a kalibrációhoz szükséges. Az eredmények alapján jelentős az a vizsgálati lehetőség, amit el tudunk végezni, így valóban lehet gyakorlati jelentősége ennek a módszernek.

Az új vizsgálati módszer előnyei a következők:

- ⊕ Az alapvető vizsgálati hardver a kereskedelemben kapható. ("Stresstech Xstress Robot").
- ⊕ Legalább három pólusábra meghatározható a gyakorlati fémötvözetek esetében roncsolásmentesen.
- ⊕ A kapott három pólusábra lehetővé teszi a textúra ODF-elemzésének elvégzését.
- ⊕ A vizsgált alkatrész méretére vonatkozóan nincs geometriai vagy méretbeli korlátozás; akár egy nagyméretű alkatrész is vizsgálható.
- ⊕ Vonaldetektorral nem szükséges defókuszos korrekciót végezni.
- ⊕ A mérési idő a hagyományos mérésekkel azonos nagyságrendű.
- ⊕ Helyszíni mérések is lehetségesek.

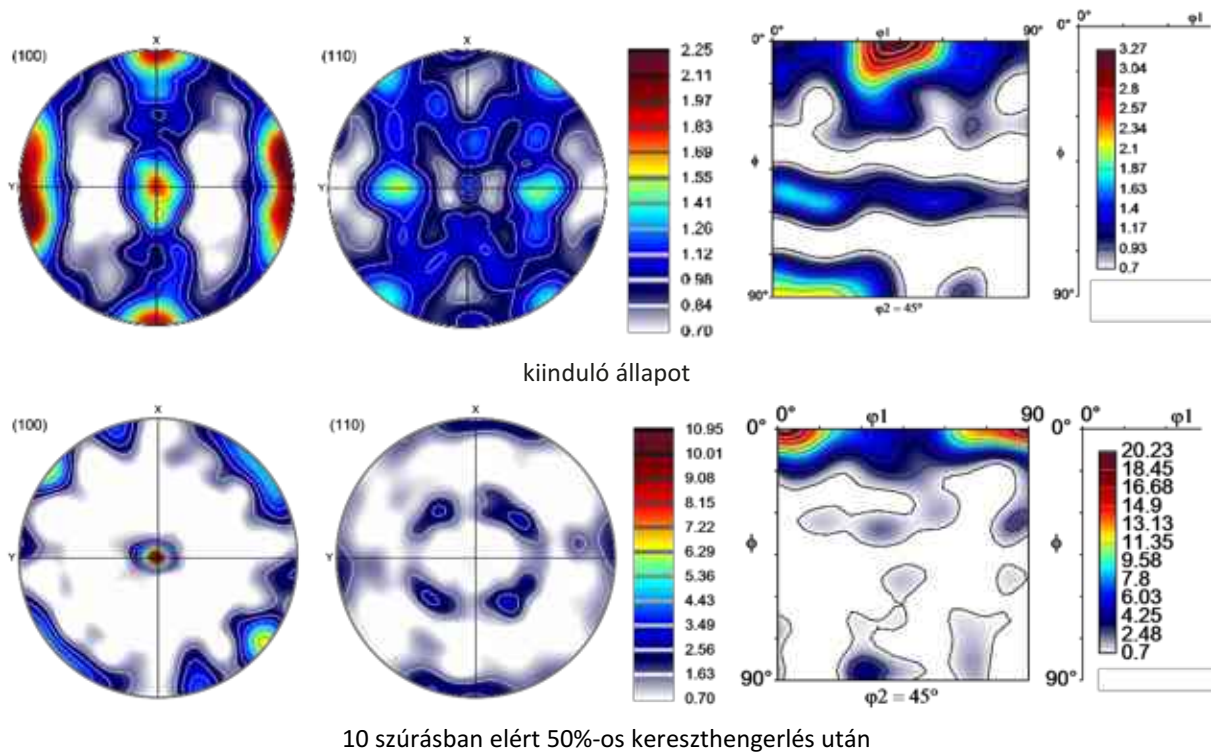
2.6 X módban történő textúra vizsgálat gyakorlati alkalmazása

A következő példa az új roncsolásmentes technika gyakorlati alkalmazását mutatja be egy kereszthengerelt nióbbium lemezen. A nióbbium egy tércentrált köbös átmeneti fém, amelyet jellemzően szupravezető technikákban használnak, például részecskegyorsító szupravezető rádiófrekvenciás (SRF) üregekben vagy nem tengelyszimmetrikus üregekben [64]. A nióbbium lemezeket az ilyen alkalmazásokhoz komplex fémlemezalkotási eljárásoknak vetik alá, különösen mélyhúzásnak. A mélyhúzás kiindulási anyaga mindig hidegen hengerelt termék, amelynek műszaki jellemzői és kristályszerkezete határozza meg az alakíthatóságot. A lemez mélyhúzás utáni tulajdonságainak irányfüggetlennek és izotrópnak kell lenniük. Ezért a textúra jellemzése döntő szerepet játszik a késztermék előállításában és minősítésében. A nióbbium többrétegű lemezkompozit anyagként is érdekes lehet. Ebben az esetben, ha más fémekkel, például FKK rácsos rézzel [65], alumíniummal [66] vagy TTK NbTi-nal [67] együtt alakítják, akkor fontos

megérteni a kialakult textúra alapján az alakváltozó képességet. A fém magas ára és az előállítási költségek miatt előnyös lehet a roncsolásmentes textúramérés.

A kereszthengereket 10 lépésben 50%-os vastagságcsökkenésig Von Roll hengerlőállványon Dr. Szűcs Máté, Dr. Szabó Gábor és Puskás Csaba végezte szobahőmérsékleten. A kiinduló lemez mérete 120 mm x 120 mm x 4 mm volt. A redukció mértékét a rádiófrekvenciás üreg kialakítása során alkalmazott képlékeny alakváltozásnak megfelelően választottuk meg. A kereszthengereket során a lemezeket az egymást követő szűrésok között 90°-kal elforgattuk a normál irány körül. Így a lemezeket az egyik szűrésban az eredeti HI, a következő szűrésban pedig az eredeti KI mentén hengereltük. Ezt a sorrendet tíz egymást követő lépés során megismételtük. A korlátozott anyagmennyiség nem tette lehetővé a textúramérést a hagyományos technikával, így validálást nem lehetett elvégezni.

A 22. ábra a roncsolásmentesen megmért pólusábrákat és ODF-eket mutatja a kiinduló és az 50% redukciót kapott lemeznél. Az ODF esetében itt csak a $\phi_2=45^\circ$ -os ODF-metszet látható.



22. ábra Roncsolásmentes módon megmért Nióbbium lemez {100} és {110} pólusábrái és $\phi_2=45^\circ$ ODF metszete

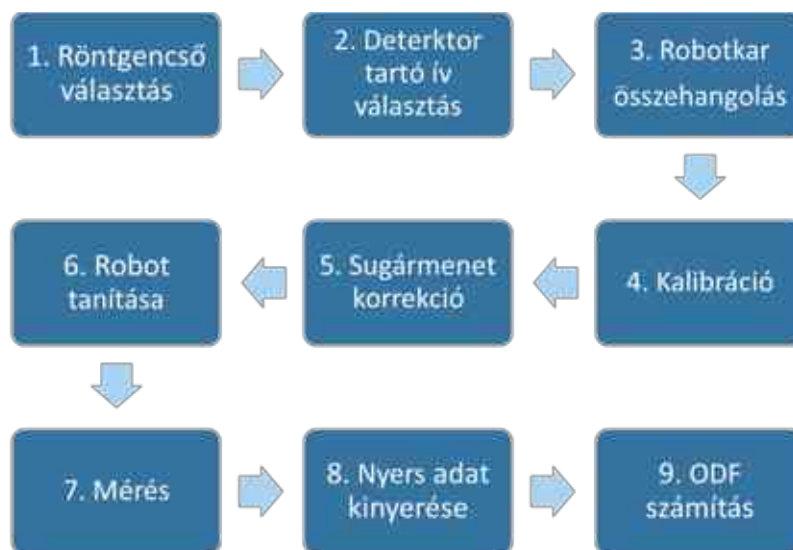
A kezdeti textúrát a kocka komponens dominálta, de egy gyengébb (110)<1-10> komponens és gyenge ND szál is jelen volt. A textúra általános intenzitása alacsony volt, a (111) pólusú alakzatban 2,25, az ODF-ben pedig 3,27 volt a maximális érték. Az 50%-os kereszthengereles után a textúra jelentősen megváltozott, egy erős, 45°-os ND forgású (001)<1-10> kockakomponens megjelenésével, némi terjedéssel az Euler-tér $\phi=0^\circ$ -os vonala mentén.

2.7 Első tézis

Kísérleti úton bizonyítottam, hogy központ nélküli röntgendiffraktométerek alkalmasak a hagyományos technikával egyenértékű pólusára mérésre, roncsolásmentesen. Robotkarral mozgatott diffraktométerrel, X módban történő mérés során, a táblázatban szereplő fémeknek, a megadott sugárforrás alkalmazásával legalább három egymással nem párhuzamos síksorozata mérhető, vagyis az ODF szintézis elvégezhető. Ezáltal elsőként tudtam röntgendiffrakció alapú, roncsolásmentes teljes textúra mérést megvalósítani.

Sugárforrás	Jellemző fémes fázisok, amelyre az ODF szintézis elvégezhető központ nélküli diffraktométerrel X módban történő méréssel
Cr	Al, Ti α Nb
Mn	Fey, Ti α , Ni, Al, W, Cu, Mo, Nb
Ti	Al
Cu	Fe α , Fey, Ti β , Ni, Al, W, Cu, Co ϵ , Co γ , Mo, Cr, Nb
Co	Fe α , Fey, Ti β , Ti α , Ni, Al, W, Cu, Co ϵ , Co γ , Mo, Mb, Cr, Nb
Fe	Fe α , Fey, Ti β , Ti α , Ni, Al, W, Cu, Co ϵ , Co γ , Mo, Mb, Cr, Nb

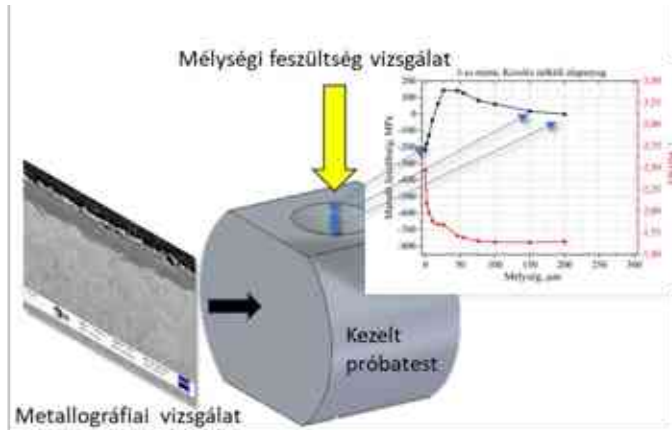
Robotkarral mozgatott diffraktométerrel, X módban történő mérés folyamatábrája:



A tézishez kapcsolódó a doktori cselekmény alatt megjelent/elhangzott publikációm/előadásom: [SZ1], [D1], [D2], [D4], [D5], [D6], [D7], [D8], [D14], [D15], [D18], [D19],[D20],[D21].

3 Felületi rétegek kvázi roncsolásmentes jellemzése / Második hipotézis

Hipotézisem, hogy mélységi maradó feszültség vizsgálat során, amikor egy alkatrészen kvázi roncsolásmentes vizsgálat történik, az interferencia függvény detektálásakor, számos, jellemzően a másod- és harmadrendű feszültségekkel kapcsolatos fémtani hatásokról is információt nyerünk. Ezek az információk minőségi és mennyiségi jellemzésre is alkalmasak minden olyan fémtani változásra, amely ebben a mélységben történik. Ennek megfelelően kvázi roncsolásmentesen lehet ezeket a vizsgálatokat elvégezni.



23. ábra Mélységi maradó feszültség vizsgálat és a validáló metallográfiai vizsgálatok helyei

A hipotézis bizonyítására célzottan kezelt próbatesteket hoztunk létre, melyeken 20-30 lépésben (50-100 µm lépésközzel) mélységi maradó feszültség vizsgálatot végeztünk. A röntgenes eredmények validálását a röntgenes vizsgálat síkjaira merőleges metallográfiai csiszolaton végeztük el, ahogyan ezt az elrendezést sematikusan a 23. ábra mutatja.

3.1 Irodalmi összefoglalás

A második fejezetben bemutattam, hogy a központ nélküli diffraktométer működési elvéből következik, hogy nem a teljes 2θ diffraktogramot, hanem jellemzően a nagy Bragg-szögekhez eső részét vizsgálja. A kapott jelek detektálása nagy szögfelbontást és pontosságot biztosít, vagyis nem csak a csúcstelődés, hanem a csúcshéledés is nagy pontossággal meghatározható. Ez adta az ötletet, hogy az interferencia függvény minden olyan paraméterét meghatározzuk és megvizsgáljuk, mely fémtani tartalommal bír. Amennyiben mélységi maradó feszültség vizsgálat történik, akkor gradiens jellegű fémtani hatásokat is tudunk vizsgálni. Három, a hőkezelési gyakorlatban jelentős fémtani folyamatot vizsgáltunk, úgymint dekarbonizáció, cementálás és a karbonitridálás. Mindhárom folyamat roncsolásos, mintavételezéses metallográfiai módszerrel jól vizsgálható. Az általunk javasolt eljárás újszerűségét az adja, hogy a mélységi maradó feszültség vizsgálat az alkatrész felületét átlagosan 10-15 mm² területen roncsolja, mintakivágás nélkül. Ez kvázi roncsolásmentes eljárásnak tekinthető, különösen, ha az alkatrész olyan részén történik, ami a későbbi megmunkálás (forgácsolás) során eltávolításra kerül, vagy nem teherviselő részen van.

A dekarbonizáció a vasötvözetek hőkezelésének egy nem kívánatos velejárója. Minden olyan gáz mely a vasat, illetve a vasban oldott korbont oxidálni képes, a karbon tartalmú vasötvözetek felületi rétegét dekarbonizálja, annak karbon tartalmát csökkenti. Ilyen gáz az oxigén, levegő, széndioxid, vízgőz és minden olyan gáz keverék, amely a felsorolt gázokból többet tartalmaz, mint az adott korbontartalmú acéllal az adott hőmérsékleten egyensúlyt tartó gáz keverék [68]. A felületi karbon tartalom csökkenése a kisebb szilárdságú szövetelemek megjelenését

eredményezi a felület közeli rétegekben. A dekarbonizált rétegvastagság metallográfiai csiszolaton a szöveti arányok alapján vagy spektrometriás analitikai módszerrel a karbon tartalom eloszlása alapján, vagy keménységfutam alapján jellemezhető. Mindegyik mintavételezéssel járó, roncsolásos eljárás. Mercier és munkatársai [69] az örvényáram vizsgálatot javasolták a dekarbonizáció mértékének jellemzésére. Arra a következtetésre jutottak, hogy az örvényáramú technika nagyon érzékeny és jól illik az ilyen jellegű felületmódosítás minősítéséhez, de használatához referencia mintára van szüksége.

A cementálás során pontosan ellentétes hatást szeretnénk elérni, mégpedig, hogy a karbon a leadó közegből az acél felületi rétegébe diffundáljon, jellemzően ausztenites állapotban. Ennek a hőkezelésnek az elsődleges célja tévesen nem a nagyobb felületi keménység vagy szilárdság elérése, hanem az edzést követő kedvező nyomó maradó feszültség kialakulása, mely a kifáradási tulajdonságokat kedvezően befolyásolja [70], [71]. Az élettartam a kifáradás szembeni ellenállás jelentősen javítható a különféle alkatrészek jól szabályozott (nyomó) maradó feszültség felületi állapotával. Például szélturbinák csapágyának kifáradási határára lineáris módon hat [72] a cementálás indukálta maradó feszültség. Ahogy a húzó feszültség nagysága növekszik, a gördülve érintkező felületek kifáradási határa lineárisan csökken és ahogy a nyomó maradó feszültség nagysága elér egy bizonyos határértéket, a kifáradási határ már nem nő. Egy tanulmányban rávilágítottak [73] a cementált csapágygörgők sörétszórás fedettségének előnyére. Nemcsak a nyomó maradó feszültség állapot javult, hanem a maradék ausztenit is átalakult a cementált rétegben a sörétszórás után. Sugimoto és munkatársai [74] intenzív képlékenyalakítást alkalmaztak, hogy növeljék a nyomó maradó feszültséget egy vákuum cementált acélon. A maradó feszültség kontrollálása gyakran magában foglalja a végeelemes szimulációval támogatott technológia tervezést [75], [76]. Ilyen makroszimulációk során [77] meglepő eredményre jutottak a maradék ausztenit hányaddal kapcsolatban. Bemutatták, hogy a nagyobb maradék ausztenit hányadot tartalmazó cementált minta jobb kifáradási határral rendelkezik, mint az alacsonyabb maradék ausztenit hányaddal rendelkező. A következő irodalmi példában [78] bemutatták, hogy a cementált acél ciklikus lágyulást mutatott mind axiális, mind csavarásos terhelés alatt, míg [79] és [80] a torzulási mechanizmusokra és a strukturális instabilitásra összpontosítottak. Shoji és munkatársai [81] felhívták a figyelmet arra, hogy az acél összetételbeli és a mikroszerkezeti heterogenitása hatással van a feszültségkorróziós repedésekre is. Ezért ezen hőkezelés sikerességének ellenőrzésére a komoly hőkezelő üzemek és járműalkatrész gyártók mélységi maradó feszültség vizsgálatot írnak elő. Ebben az esetben különösen kínálkozik az ötlet, hogy a mélységi feszültségvizsgálat adataiból tudjunk következtetni a cementált rétegvastagságra is.

Az acél felületén a karbon beoldódásának eredményét hagyományosan roncsolásos vizsgálatokkal, például metallográfiai vizsgálatokkal és keménységmérésekkel detektálják. A roncsolásmentes megközelítéshez Gogolinskii és munkatársai [82] hordozható keménységmérőt alkalmaztak a felület jellemzéséhez, de arra a megállapításra jutottak, hogy ez a módszer nem felel meg a hagyományos keménységmérés szabványainak. Sikeresen alkalmaztak ultrahangos vizsgálati jel feldolgozásához gépi tanulási technikákat [83] mint újszerű eljárást a cementált rétegvastagság becsléséhez. Voltak kísérletek örvényáram alkalmazására is a cementálás utáni felszíni karbontartalom meghatározásához [84].

Több szerző a félértékszélesség adatait a maradó feszültség mérésekkel közli. Souminen [85] tanulmányukban a nagy szilárdságú acélok hegesztési varratairól megállapították, hogy a viszonylag nagyobb félértékszélesség értékek edzett felületre utalnak. Sörétszórásnál Fu és munkatársai [86] a keménység, a mikroszerkezet és a maradó feszültség kapcsolatára hívták fel a figyelmet. Lineáris kapcsolatot állapítottak meg a félértékszélesség és a keménységi értékek között. Hasonló következtetésekre jutottak ultraszónikus sörétszórásnál is [87]. Vasúti sínek hengeregyengetését vizsgálva [88] összefüggést találtak a félértékszélesség és a maradó

feszültségek között. Dias munkatársaival [89] melegen hengerelt 42CrMo4 acélokat és azok maradó feszültség állapotát vizsgálták különféle hőkezelések után. Összehasonlították röntgendiffrakciós és Barkhausen-zaj mérési eredményeiket, és ezeket a mikroszerkezeti jellemzőkkel korreláltatták.

A ferrit interferencia függvény alakját, félértékszélességét és paramétereit számos fizikai tényező befolyásolja, például a szilárd oldatban lévő karbon mennyisége, a rács torzulása és a szemcseméret. Ezeket a paramétereiket pontosan meghatározhatjuk a teljes hagyományos diffrakciós profil elemzésével, például Rietveld-analízissel [90]. Viszont központ nélküli diffraktométerek esetén csak limitált a detektálható interferencia függvények száma, így csak egy csúcs adataiból tudunk információt nyerni.

A harmadik hőkezelési művelet a karbonitridálás. A gáznitráláshoz hasonlóan a folyékony nitrálás is 510 és 590 °C közötti hőmérsékleten történik ferrites acélok esetében [91]. A felületkeményítő közeg egy karbonátokat, cianátokat és/vagy cianidot tartalmazó sófürdő. Ez a technológia kiválóan alkalmas az acél felületén történő nitridálástól elvárt tulajdonságok kialakítására is, például a kopásállóság javítására [92] és a fáradási határérték növelésére [93], [94], [95]. A sófürdős nitridálási eljárásnak számos szabadalmaztatott módosítása van, és szén-, alacsony ötvözésű, szerszám-, rozsdamentes acélok és öntöttvasak széles skálájára alkalmazható [96], [97]. Ennek a technológiának az előnye a gyorsasága. A gázzal történő nitrálás akár napokig is eltarthat, míg a sófürdős nitrálás csak néhány órát vesz igénybe [98]. A hőkezelés során általában két réteg képződik, a felső vegyületi réteg, amely jó tribológiai tulajdonságokat és korrózióállóságot biztosít [99]. A vegyületi réteg alatt található a diffúziós réteg; ez a réteg befolyásolja a mechanikai tulajdonságokat, például a kifáradási határt [100]. A nitridálás effektív kéregvastagságának meghatározását a DIN 50190-3 szabvány határozza meg a keménységi görbe alapján. A kéregvastagság addig tart, amíg a rétegekeménység 50 Vickersszel nagyobb, mint a magkeménység.

A folyékony, más néven sófürdőben történő karbonitridálást az 1950-es évek eleje óta alkalmazzák, a magas cianidtartalmú sófürdők feltalálása óta. A karbonitridálás során mind a vas-nitridek, mind az ötvöző nitridek mellett komplex karbonitridek ($\text{Fe}_2\text{-3}(\text{NC})$, $\text{Fe}_4(\text{NC})$, $\text{M}(\text{NC})\dots$) keletkeznek, amelyek tovább növelik a réteg keménységét [101]. A karbonitridálás előnye a kiváló korrózióállóság és a gáznitrálásnál jobb tribológiai tulajdonságok, és hogy a technológia alacsonyán ötvözött acélokon is alkalmazható [102], [103]. Csak néhány paramétert, mint például a hőmérsékletet, a kezelési időt és a fürdő összetételét kell ellenőrizni. Nagyon rugalmas abban a tekintetben, ha a különböző alkatrészek különböző kezelési időt igényelnek, és egy folyamatban több alkatrész is kezelhető. Utókezelés alkalmazása is megtörténhet, mint szemcseszórás vagy sófürdős oxidációs kezelés. A krómozott vagy nikkelezett alkatrészekhez képest az oxidáció utáni kezelések növelik a karbonitridált réteg korrózióállóságát [93], [104], [105], [106], [107]. A lengéscsillapítókhoz, hengerekhez, hidraulikarendszerekhez, szivattyúkhoz, tengelyekhez, orsókhoz és szelepekhez használt dugattyúrudakat gyakran kezelik utóoxidálással [104], [107]. Ez az oxidációs kezelés a vas-nitrid vegyületréteg porózus zónáját stabil vas-oxidokká (Fe_3O_4) - más néven magnetit-réteggé- oxidálja, amelynek vastagsága legfeljebb 3-4 μm [105], [106]. Az oxidréteg fekete esztétikai megjelenést is biztosít. Ez a folyamat hatékonyan növeli az ellenállást például a kloridtartalmú korróziós anyagokkal szemben. Az oxi-karbonitridált diffúziós réteg keménysége, kopási és kifáradási ellenállása jobb, mint az alap karbonitridált rétegeké [108], [109], [110], [111]. A tökéletességre törekedve az oxidált rétegre polimer bevonatot lehet felvinni, ha tovább szeretnénk javítani a korrózióállóságot [112].

A maradó feszültségeket és azok számítógépes modellezését a tudományos közösség széleskörűen tanulmányozta a különböző kérgesítő eljárásokra vonatkozóan [113]. Viszonylag kevés

tanulmányt publikáltak azonban a nitridálás, vagy hasonló technológiák és a maradó feszültségek kapcsolatáról [113], [114]. Ennek kétségtelenül az az oka, hogy a nitridálás egyszerűbb technológia, mint a cementálás, deformációk vagy maradó feszültség állapotok tekintetében [115], [116]. A jól kialakult maradó feszültségek azonban a nehézségek ellenére még a nitridálás során is döntő szerepet játszanak az alkatrész kopásállóságában, mivel a felületi nyomófeszültségek jelentősen befolyásolják a kopásállóságot is [92].

A vegyületi rétegben lévő maradó feszültségeket ritkán veszik figyelembe. A fáradási határértékre gyakorolt hatásuk azonban nagy jelentőséggel bír, különösen akkor, ha a nitridált réteg vastagsága az alkatrész méretét tekintve nem elhanyagolható (pl. finommechanikai alkalmazásokhoz használt mérnöki alkatrészek). A maradó feszültségek kialakulhatnak a vegyületi rétegben létrejött fázisok által okozott térfogatváltozások vagy a molekuláris nitrogén által okozott porozitások miatt [100]. A porozitások kialakulásának oka elsősorban az, hogy a nitrogén oldhatósága a vasban nagyon alacsony és hőmérsékletfüggő. A magas hőmérsékleten képződő vas-nitridek termodinamikailag instabilak, és hűtés során hajlamosak elemeikre bomlani, ami a szemcsehatárok mentén nitrogénporozitásokat okozhat [117]. Ez a porozitás általában a vegyületi réteg külső zónájában koncentrálódik, és néha húzó maradó feszültségeket okoz. Ezek a feszültségek a hűtés során növekednek a vegyületréteg és a diffúziós zóna eltérő hőtágulási együtthatói által létrehozott térfogatkülönbségek miatt.

Pérez [91] egy sófürdős karbonitridálást és egy oxidációs kezeléssel is átesett gáznitridálást vizsgált, és a maradó feszültségek állapotát vizsgálta. A maradó feszültség értékeit a mélység függvényében mérte. Arra a következtetésre jutott, hogy bár mindkét kezelés nyomó maradó feszültségeket eredményezett a felületen, a sókádás karbonitridálás sokkal nagyobb, -1000 MPa nyomófeszültség-maximumot eredményezett, míg a gáznitridálás csak -600 MPa-t, de mélyebb eloszlást. Ezt a gáznitridálásnál megfigyelt feszültségcsökkenést az oxidálás utáni kezelés, vagy a kialakult szemcseközi porozitás okozhatta. Ez utóbbinak a maradó feszültségállapokra gyakorolt hatását mások, például Jegou [118] is vizsgálta. A maradó feszültségek mérése mellett vizsgálták az interferenciafüggvények szélesedését (félértékszélesség) is, de ezt csak a diszlokációs sűrűséggel és a mikrofeszültségek jelenlétével azonosították, így csak a keménységgel korreláltatták. Hasonló megközelítést alkalmazott a félértékszélesség adatokkal Pinheiro [119] és Llana [120].

Van olyan kutatási munka, ahol a nitridálási hőmérséklet függvényében mérték a maradó feszültséget a vegyület- és diffúziós rétegekben [121]. Arra a következtetésre jutottak, hogy a nyomófeszültség a vegyületrétegben fordítottan arányos a nitridálási hőmérséklettel, míg a diffúziós rétegben egyenesen arányos.

Bhavsar [93] szintén átfogó vizsgálatot végzett az oxidáció és a maradó feszültség pozitív hatásairól a teljes rétegvastagságban. A legnagyobb nyomófeszültséget a diffúziós rétegben mérték. Campagnolo [94] a maradó feszültség állapotát vizsgálta egy karbonitridált, majd oxidált rétegben. A maradó feszültségek a hőkezelések során -260 MPa és -400 MPa között a nyomófeszültségek felé tolódtak el.

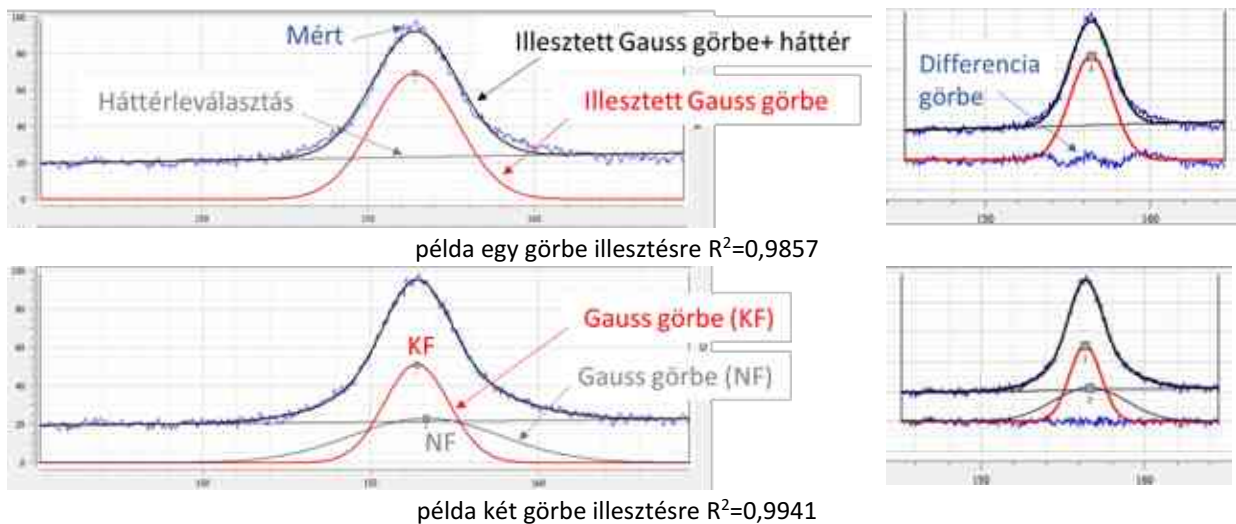
A szemcseszórás egy olyan felületmódosítási eljárás, amely jelentősen megváltoztatja a felületi érdességet, a keménységet és a maradó feszültségek állapotát. Ezért alkalmazható a nitridálás előtt és után is, és nagymértékben befolyásolja a folyamatot és annak eredményeit [120]. Hassani-Gangaraj [95], [108] átfogó vizsgálatot végzett a szemcseszórásnak a nitridálásra gyakorolt hatásáról. Megállapították, hogy a megelőző szórás háromszor vastagabb vegyületi réteget eredményezett a nitridálás után. A félértékszélesség adatokat is vizsgálták, bár csak a keménység változással hasonlították össze. Arra a következtetésre jutottak, hogy a keménységvizsgálattal ellentétben a félértékszélesség adatok pontosabb információt adnak az

anyag keménységeloszlásáról. Kovaci [122] és Miao [123] kimutatta a megelőző szemcse szórás kedvező hatását a nitridált alkatrészek fáradási tulajdonságaira, teherbírására, kopásállóságára és keménységére.

A nitridálás utáni rétegvastagság meghatározására szolgáló roncsolásmentes technika kifejlesztésére a fent említett szokásos roncsolásos módszereken túl kevés kísérlet történt. A roncsolásmentes módszer kifejlesztését a rövid idő és a késztermék értéke indokolja. Roncsolásmentes módszerként csak a Barkhausen-féle zajjelemezést alkalmazták. Ez a ferromágneses anyag és a mágneses tér kölcsönhatásából keletkező jelet vizsgálja. Ezt a jelet elsősorban a mikroszerkezet és a belső feszültségek befolyásolják. Az egyik ilyen módszert Sorsa [124] mutatta be, aki a Barkhausen-zajtechnikát nitridált acél rétegvastagságának mérésére használta, és a hagyományos módszerekkel jól egyező eredményeket kapott. Hasonló eredményre jutott Stupakov [125] is, aki plazmanitridált acélt mért mágneses Barkhausen-zaj segítségével. Laboratóriumi kisfrekvenciás méréseik pontosan kimutatták a nitridált réteget legalább 350 μm vastagságig.

3.2 Dekarbonizációs kísérlet, és vizsgálati eljárás

A dekarbonizációs folyamat vizsgálatát Szobota Péter TDK munkájában és Cser Rita MSc diplomadolgozatához kapcsolódóan vizsgáltuk. Az irányításommal különböző módon dekarbonizált, edzett minták mélységi feszültségmérését végezték, és a dekarbonizációnak a mélységi maradó feszültség lefutására kifejtett hatását elemezték. A mérés körülményeit az 5. Melléklet (12. táblázat) tartalmazza. Én a mérési eredményeiket tovább értékelve, a lehetséges dekarbonizált rétegvastagság kimutatására koncentráltam. A ferrit fázis különböző mélységben mért {211} reflexióját vizsgáltam. Sok esetben azt tapasztaltam, hogy az értékelő szoftver által alkalmazott Gauss függvény illesztés nem megfelelő, mert a mért görbék gyakran aszimmetrikusak. Ezért minden esetben kettő Gauss görbével történő illesztést alkalmaztam. Erre mutat példát a 24. ábra.



24. ábra Dekarbonizálódott ferrit (martenzit) fázis {211} interferencia görbéjének illesztési problémái; (x- tengely Bragg-szög, y- tengely intenzitás)

Mindkét esetben a kék a mért görbe. A felső ábrán a piros Gauss függvényt használjuk az illesztéshez, ami háttérrel növelve a fekete görbének felel meg. Jól látszik a mért és az illesztett görbe közti eltérés, pedig a determinációs együttható értéke $R^2=0,9857$. Ez az eltérés teljesen megszűnik amennyiben két, egy kisebb félértékszélességű (KF) és egy nagyobb félértékszélességű (NF) görbét használunk az illesztéshez az alsó ábrának megfelelő módon. A két görbéből összegzett, háttérrel növelt fekete görbe teljesen jól illeszkedik a mért görbéhez. A determinációs

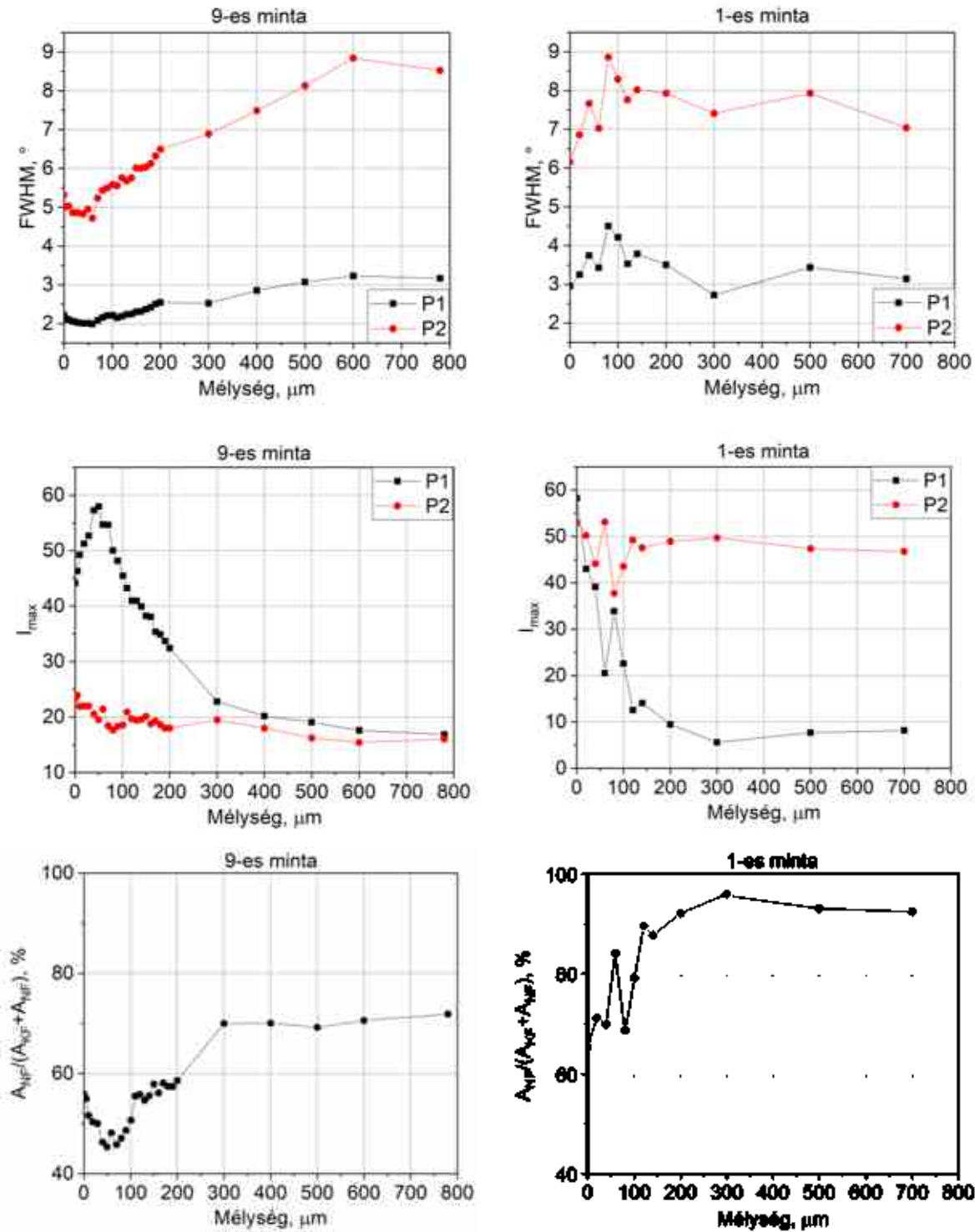
együttható értéke ebben az esetben $R^2=0,9941$. A két görbével történő illesztés (dekonvolúció) szükségességét, jóságát, lehetőségét a kevésbé gyakorlott felhasználó számára a differencia görbék is jelzik. Amennyiben a dekonvolúció rosszabb megoldást adna, mint az egy görbével történő illesztés, abban az esetben a szoftver nem ad lehetőséget két Gauss görbe elhelyezésére.

A differencia görbék által megfelelőnek talált illesztés esetén a különálló görbék paramétereit (FWHM, I_{\max}) is meghatároztam és megvizsgáltam ezen paraméterek változását a dekarbonizáció (mélységi polírozás) függvényében. Két, egy kevésbé és egy erőteljesebben dekarbonizálódott edzett minta vizsgálatát végeztem el. Az adott mélységi pozícióban az A és B detektor jelére kapott, a 11/11 döntés szerinti adatokat kiátlagoltam. A mért adatokon túl, képeztem a félértékszélesség és az intenzitás adatok szorzatát is, és az így kapott adatot, mint görbére jellemző területadatot (A_{KF} , A_{NF}) alkalmaztam, majd képeztem a terület adatok arányát is (25. ábra).

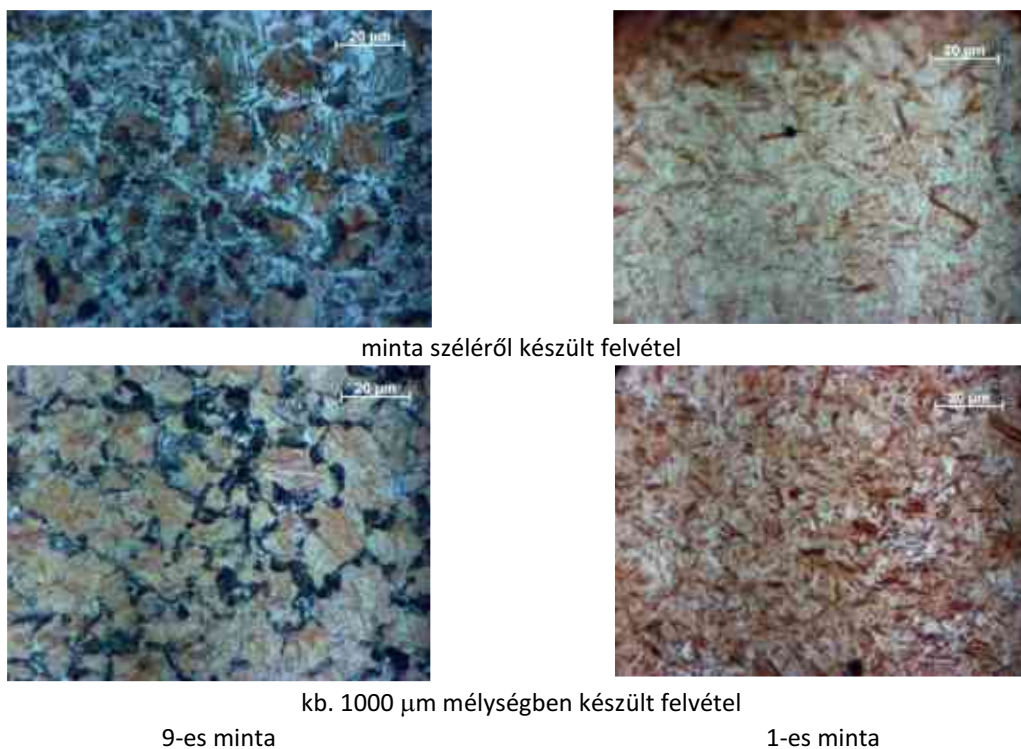
Jól látható, hogy a nagyobb félértékszélességű görbe (NF) aránya az 1-es jelű, kevésbé dekarbonizálódott minta esetében 100 mikron mélység alatt már több mint 90%. Ezzel szemben az erősen dekarbonizálódott 9-es jelű mintánál ugyanezen görbe aránya a felület közelében csak 50%, és 800 mikron mélységben éri csak el a 70%-ot. Mivel a minták hőkezelés előtti állapota azonos volt, ezért azt lehet mondani, hogy az 1-es jelű mintánál a dekarbonizált vastagság 200 mikronnál nem nagyobb, míg a 9-es jelűnél nagyobb mint 800 mikron. A görbék tendenciájából következik az a feltételezés is, hogy a nagyobb félértékszélességű görbe reprezentálja a martenzit fázist.

Ezek az eredmények teljesen összhangban vannak a roncsolásos módon elkészített keresztmetszeti csiszolatokkal (26. ábra). Az erősen dekarbonizálódott minta szélétől a ferritben gazdag rész felől haladunk a perlites, bénit-martenzites, martenzites tartomány felé, azaz a kisebb hibaszerkezettel terhelt fázisoktól a nagyobb felé, és a nagyobb krisztallitméret felől a kisebb felé. A kevésbé dekarbonizálódott minta mikroszkópi képeken jellemzően martenzites.

Vagyis, ha az interferencia függvény illesztése két görbével pontosabban végezhető el, mint egy görbével, akkor az egyértelműen utal a martenzittől eltérő, kisebb karbon tartalmú szövetelemek megjelenésére, vagyis a káros dekarbonizációs folyamat végbemenetelére. Jelen vizsgálatunkkal a dekarbonizáció tényét és annak mélységét tudjuk megállapítani a mélységi vizsgálatnál alkalmazott lépésköz nagyságával megegyező pontossággal. Hogy adott esetben ez bizonyos felhasználások esetében még megengedhető, vagy már káros azt, mindig a követelményeknek megfelelően kell mérlegelni.

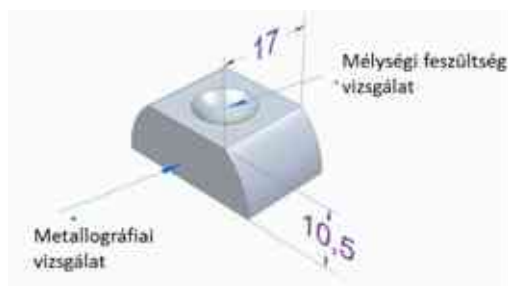


25. ábra Az erősen dekarbonizálódott 9-es és kevésbé dekarbonizálódott 1-es minta ferrit {211} interferencia függvényének illesztéséhez alkalmazott 24.ábra szerinti (KF) és (NF) görbék félérték szélesség (FWHM), I_{max} , és a $A_{NF}/(A_{KF}+A_{NF})$ arány változása a mélység függvényében



26. ábra Az erősen dekarbonizálódott 9-es és a kevésbé dekarbonizálódott 1-es minta keresztmetszetéről készült fénymikroszkópos felvételek [126]

3.3 Cementálási kísérlet és vizsgálati eljárás



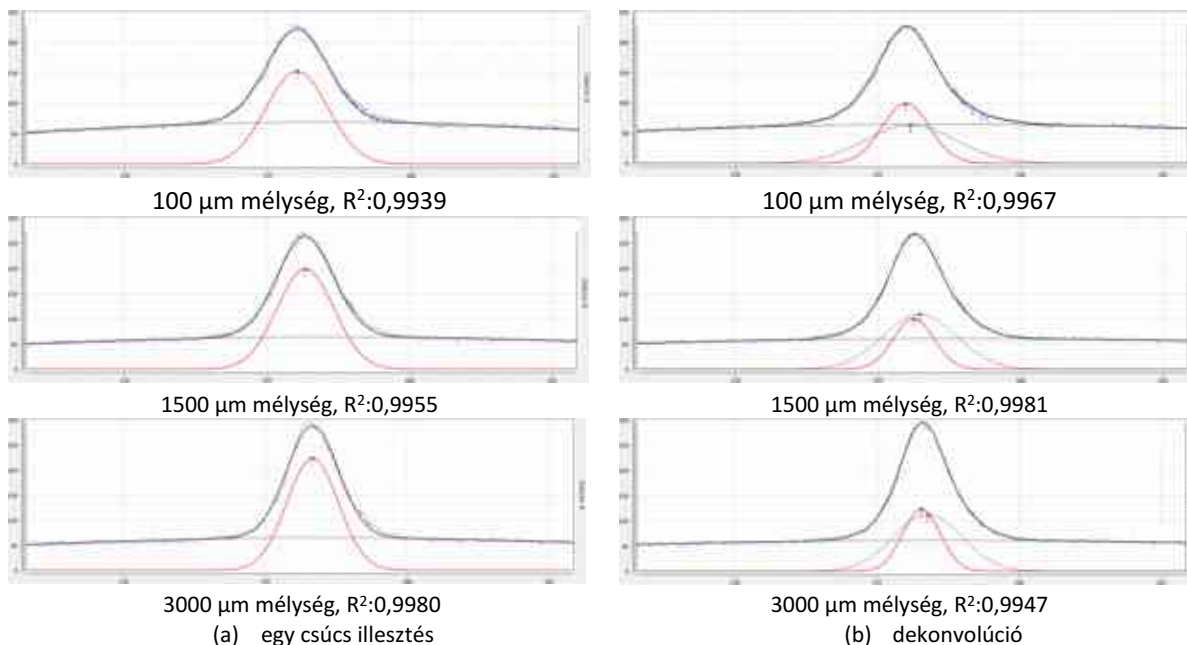
27. ábra Cementálási kísérlet próbadarabjainak geometriája és a vizsgálatok helyei [127]

Melegen hengerelt C45-ös rúdacélból kimunkált próbatesteket, Szobota Péter 2. TDK dolgozatához kapcsolódóan, különböző módon cementáltuk, majd mélyégi maradó feszültség vizsgálatot végeztünk 3000 µm-ig, átlagosan 100 µm-es lépésekkel. A mérési paramétereket az 5. Melléklet (13. táblázat) tartalmazza. Szobota Péter kutató munkájában az eltérő technológiából adódó különbségeket elemezte a maradó feszültség állapotára vonatkozóan, én pedig az interferencia függvényben rejlő többlet információt kerestem. Így meghatároztam az

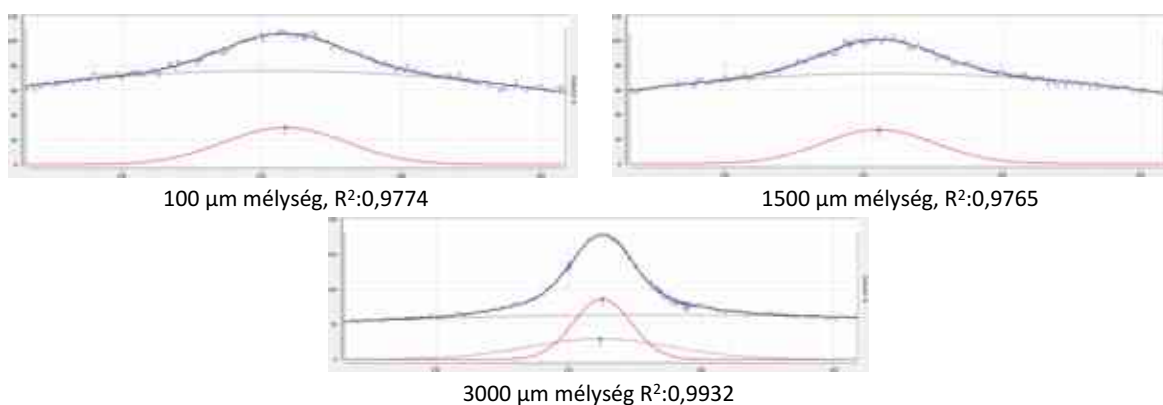
interferencia függvények félérték szélességét és az illesztések jóságát. A mélyégi feszültségvizsgálatot követően ugyanazon mintán roncsolásos mikroszkópi vizsgálatot és keménységmérést is végeztünk. A minta geometriáját és a vizsgálatok helyét a 27. ábra mutatja. Feltételezve, hogy a cementálás a minta teljes felületén egyenletesen ment végbe, össze tudtuk hasonlítani ugyanazon mélységből kapott jelet a szöveti jellemzőkkel és a keménységi értékekkel. A próbatesteket ipari körülmények között szilárd közegben 20 órát, illetve gáz közegben 14 órát cementáltuk 920 °C-on. A gáz közeg esetében 1,2-es karbonpotenciált alkalmaztunk. A hőkezelést követően a minták levegőn hűltek le, majd 900 °C, fél órás ausztenitesítést követően olajban.

A vizsgálat során hasonló jelenséget tapasztaltam, mint a dekarbonizált minták esetében. A minta szélétől befele haladva a ferrit {211} interferencia függvényét egy csúccsal illesztve egyre kevésbé adott jó megoldást, bizonyos mélység alatt a két csúcs illesztés volt a célravezető. Példaként három mélyégi adatot mutatok be mindkét mintára.

A gáz közegben cementált mintára 100, 1500 és 3000 μm mélységből származó interferenciafüggvény illesztését mutatja a **28. ábra**. Az (a) ábra az egy Gauss csúcs illesztéses megoldást míg a (b) ábra azt az esetet, amikor ugyanaz az interferenciafüggvény két csúcs dekonvolúciójaként áll elő. Ennél a mintánál már a 100 μm mélység esetén is a dekonvolúció alkalmazása indokolt. A korrelációt kifejező R^2 érték viszont nem fejezi ki ezt a tendenciát. Ezzel szemben a szilárd közegben cementált minta esetében (**29. ábra**) csak a 3000 μm mélységből származó jel esetében indokolt a dekonvolúció alkalmazása. A kisebb mélységekben nagyon széles a reflexió, kicsi krisztallitméretre és erősen torzult rácsra utalva.



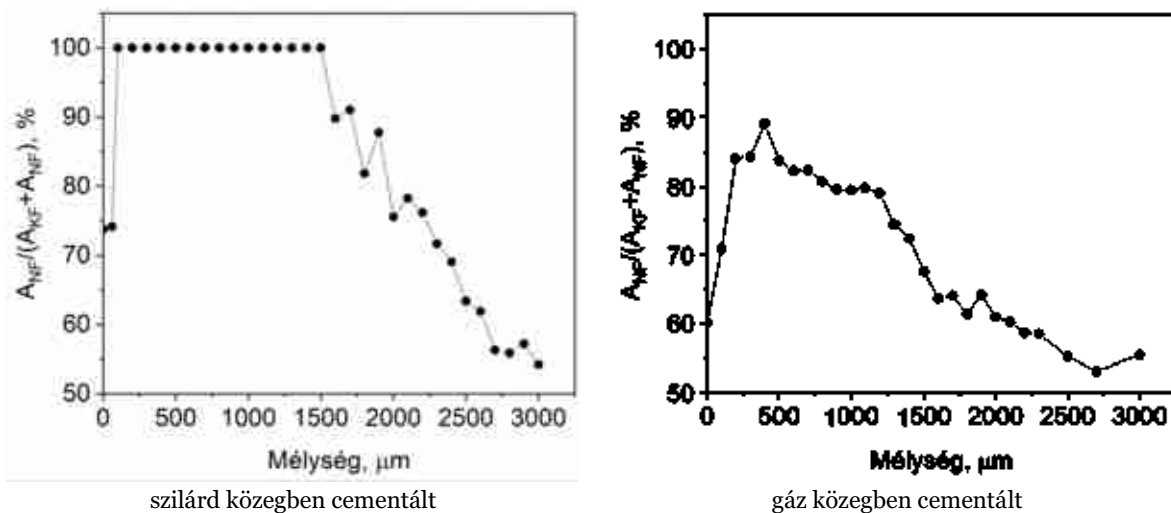
28. ábra Gáz közegben cementált minta különböző mélységben felvett ferrit {211} reflexiója (kék görbe), az illesztéshez használ Gauss görbék (1 és 2 jelű görbék), a parabolikus háttérrel növelt Gauss profil (fekete görbe) (x- tengely Bragg-szög, y- tengely intenzitás)



29. ábra Szilárd közegben cementált minta különböző mélységben felvett ferrit {211} reflexiója (kék görbe), az illesztéshez használ Gauss görbék (1 és 2 jelű görbék), a parabolikus háttérrel növelt Gauss profil (fekete görbe) (x- tengely Bragg-szög, y- tengely intenzitás)

A kék görbe a mért jel, szürke a parabolikus háttér, 1 és 2 jelű piros és szürke az illesztéshez használt Gauss görbék, és azok háttérrel növelt értéke a fekete görbe. Ha a kék és fekete görbe különbsége kicsi, akkor jó az illesztés. A két Gauss görbe fizikai jelentése a két eltérő krisztallitméretű, vagy hibaszerkezetű fázis. Vagyis a gáz közegben cementált minta többféle szövetelemből áll, ezzel szemben a szilárd közegben cementált -a nagy szélesedés miatt nyilvánvalóan- a martenzit fázis, és csak a nagyobb mélységekben jelennek meg újabb szövetelemek. A dekonvolúció alkalmazásakor a nagyobb félértékszélességűt tekinthetjük a

martenzit fázisnak, míg a kevésbé szélesedett pedig a ferrit fázisnak, ami bénit, perlit és ferrit szövetelemekben jelenhet meg. Vagyis a cementálás kéregvastagságát, a tisztán martenzites részt az interferencia függvény alakja jelzi. Ha az illesztésnél dekonvolúciót kell alkalmazni, akkor a karbon tartalom lecsökkent már annyira, hogy a martenzit mellett egyéb szövetelemek is megjelennek. Élve azzal a feltételezéssel, hogy a nagyobb félértékszélességű csúcs a martenzit fázis, kiszámoltam a görbék területarányát a mélység függvényében a már korábban bemutatott módszerrel. Az eredményt mindkét mintára mutatja a **30. ábra**. Megállapíthatjuk, hogy a felületi rétegben az utólagos edzés hatására egy vékony dekarbonizálódott rész van mindkét mintánál. A szilárd közegben cementált minta 1500 μm vastagságban tisztán martenzites (természetesen valamennyi maradék ausztenittel), míg a gázban cementált mintában nincs tisztán martenzites rész.

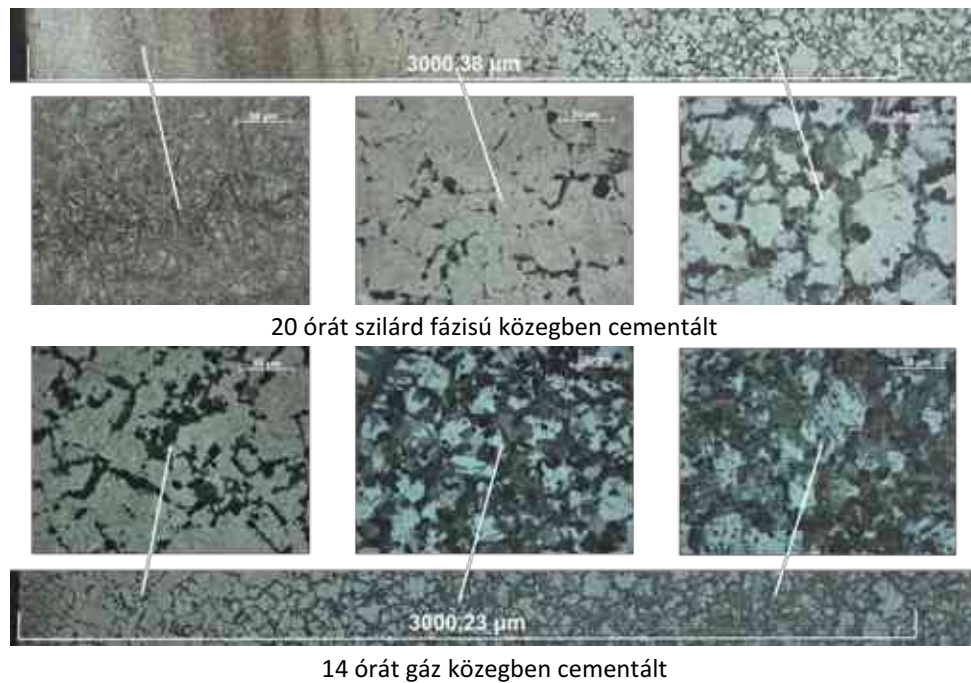


30. ábra A nagyobb félértékszélességű csúcs terület arányának ($A_{NF} / (A_{KF} + A_{NF})$) változása, mint a martenzit arányának változása a mélység függvényében [127]

Az elméletet a roncsolásos szövetvizsgálattal tudjuk leellenőrizni. A két minta keresztmetszetről készült mozaikfelvételt, és az abból kivett nagyobb nagyítású képeket a **31. ábra** mutatja. A próbatestek széle a mozaikképek bal oldalán van. Jól látható, hogy a karbongradiensnek köszönhetően a felületen martenzit, majd egyre több bénit és perlit jelenik meg a próbatestek belseje fele haladva. Szembetűnő különbség, hogy a gáz közegben cementált acél felület közeli részeiben sincs tisztán martenzites szövet, bénit és perlit is megfigyelhető egyre nagyobb mennyiségben a mélység felé haladva. Cprob képelemző szoftvert [128] alkalmazva megmértem a martenzit térfogat arányát a mozaikképen mindkét darabra. A mért adatokon a zaj csökkentése érdekében Savitzky-Golay algoritmust [129] alkalmaztam. Az eredményt a **32. ábra** mutatja.

Az egyes szövetelemek jelenlétét nem csak a mikroszkópi képek, de a keménység változása is igazolja (**33. ábra**).

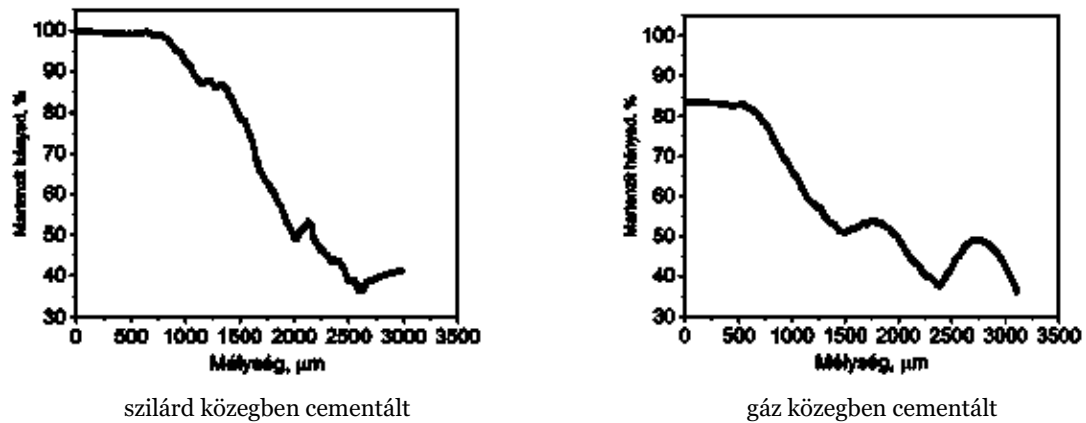
Ha összevetjük a diffrakciós jeleket a szövetképekkel, a képelemzés eredményeivel és a keménység adatokkal, akkor azok hasonló tendenciát mutatnak. A teljes egyezés azért nem várható el, mert a képelemzés és a röntgendiffrakciós eredmények a próbatest különböző helyeiről és különböző nagyságú területeiről származnak, másrészt a martenzit eloszlása inhomogén, helyenként nagyobb foltokban, máshol egyéb szövetelemekkel keverve van jelen. Több mozaikképen végzett elemzéssel a képelemzés statisztikája természetesen javítható. Amint a martenzit mellett a kisebb rácstorzulású szövetelemek is megjelennek, mint a bénit és a perlit ferritje, az interferencia függvény két frakcióra bontható.



20 órát szilárd fázisú közegben cementált

14 órát gáz közegben cementált

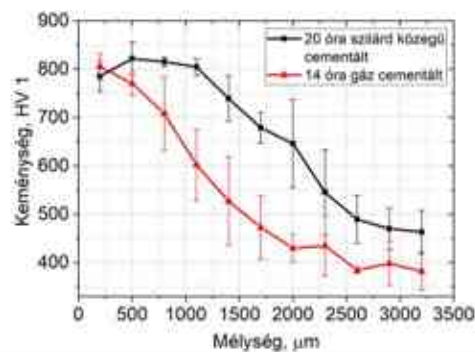
31. ábra A gáz és szilárd közegben cementált próbatestek keresztmetszetéről készült mozaik, és az abból kiragadott fénymikroszkópos képek. A próbatestek széle a mozaikképek bal oldalán van [127]



szilárd közegben cementált

gáz közegben cementált

32. ábra Képelemzéssel meghatározott martenzit hányad

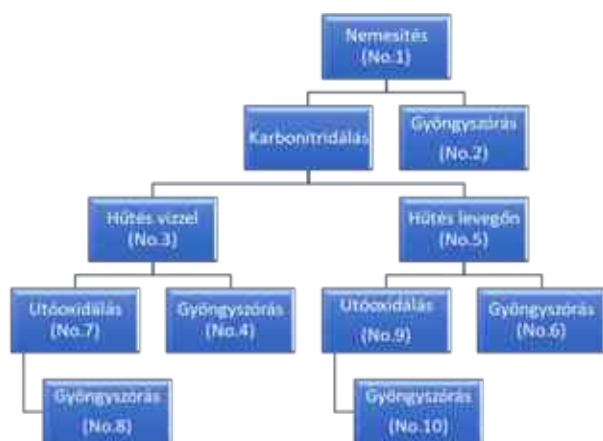


33. ábra Cementált minták keménység változása a mélység függvényében [127]

Így a mélységi maradó feszültség vizsgálat során nyert jelből egyértelműen meghatározható az egyes szövetelemek jelenléte, a tisztán martenzites szövetet tartalmazó réteg vastagsága.

3.4 Karbonitridálási kísérletek és vizsgálati eljárás

Az ipari gyakorlatban alkalmazott különböző módon karbonitridált próbatesteket a TS Magyarország Kft részéről Széll Attila biztosította számunkra. A kutatómunka Szobota Péter 3. TDK és MSc dolgozatához kötődik. A korábbi együttműködésünknek megfelelően Szobota Péter a feszültségállapotokat, én pedig az interferencia függvény egyéb információ tartalmát vizsgáltam. A próbatestek 25 CrMo₄ (AISI4130) minőségű acélból készültek, Ø35x5 mm-es korongok voltak. Az alapanyagokat előnemesítették 860 °C-ról való edzést és 630 °C-os megeresztést alkalmazva. A próbatestek kimunkálás után kerültek sófürdős karbonitridálásra. A folyamat lépései: 350 °C előmelegítés, 590 °C-on 2 óra karbonitridálás „CR8” – nevű, alacsony cianid tartalmú, kénmentes alapsóval rendelkező fürdőben. A CR8 jelű só elsősorban nátrium és kálium cianidokat és karbonátokat tartalmaz ez megfelel a SURSULF® technológiának. A próbatestek egy részénél utóoxidációs kezelés is történt 430 °C-os fürdőben 30 percig, illetve egy része átesett egy utólagos 4 bar-os üveggyöngyszóráson is. További változó paraméter volt a karbonitridálást követő hűtés, ami vagy vízben, vagy levegőn történt. Az így rendelkezésre álló 10 db próbatest állapotát a **34. ábra** foglalja össze. A próbatestek sík felületén kétféle röntgendiffrakciós vizsgálat, és az arra merőleges keresztmetszeten metallográfiai vizsgálat és keménységmérés történt.



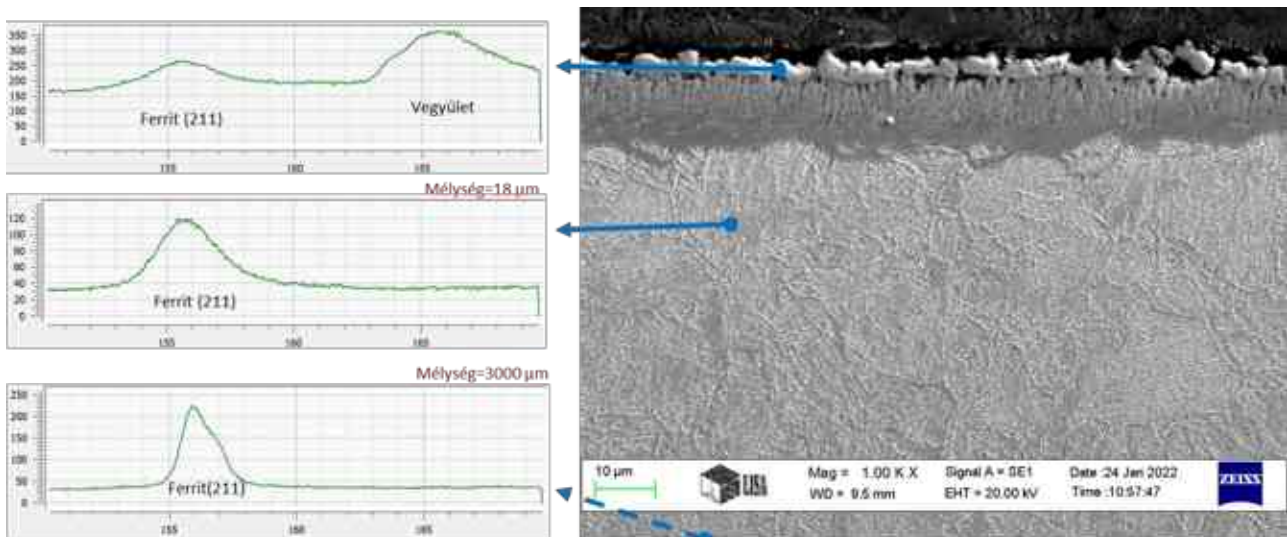
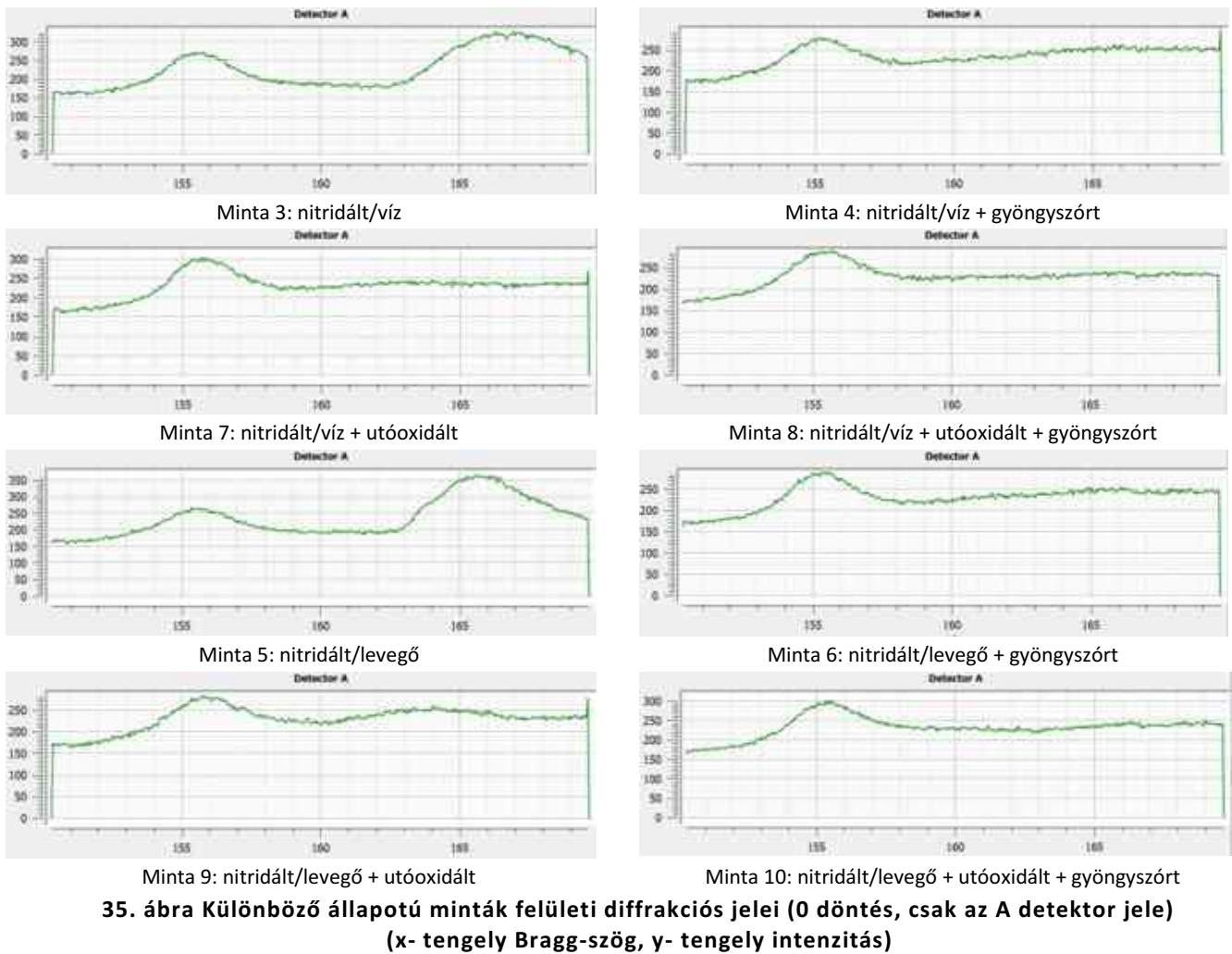
34. ábra A karbonitridált minták állapota és mintajelölése

A metallográfiai vizsgálatához 3 µm-es gyémántpasztás végpolírozás és 2%-os nitállal történő maratás után, Zeiss Evo MA10 pásztázó elektronmikroszkópot használtunk. Az effektív nitridálási kéregvastagságot a DIN 50190-3: 1979-03 szabvány szerint határoztuk meg. A keménységméréseket Instron Tukon 2100B (Wilson Instruments) Vickers mikrokeménységmérővel végeztük 20 g terheléssel. Az első mérési pont a felület közelében, a vegyületi rétegben volt, majd 30 µm-es lépésekben a mag felé haladva 400 µm-ig. (Az első pont pontos távolságát a felület minősége miatt nehéz volt

megmérni). A méréseket minden egyes mintadarab esetében 4 párhuzamos sorban végeztük a peremtől a mag felé. A kiértékelések során az átlagértékek a hibásávokkal együtt szerepelnek. A hagyományos röntgendiffrakciós fáziselemzéseket Bruker D8 Discover DaVinci vezérlésű diffraktométerrel végeztük, Cu röntgenforrással, Bragg-Brentano elrendezésben, hogy meghatározzuk az említett felületkezelések során képződött vegyületek típusát. A fluoreszcenciaszűréshez egy Lynx EYE XE-T energiadiszperzív félvezető detektort használtunk. A 2θ diffrakciós szög 40 és 140° között változott, ami 2 és 6 µm közötti behatolási mélységnek felel meg (Bruker Absorb DX V1 1.1.2 programjával számolva) a ferrites (martenzites) mátrixban. A vizsgálatot és a fáziselemzést Dr. Kristály Ferenc és Dr. Nagy Erzsébet végezte.

A kvázi roncsolásmentes mélységi röntgendiffrakciós vizsgálatokat a Stresstech Xstress 3000 G3R diffraktométerrel végeztük, a mélységben 5-10 µm-es lépéseket alkalmaztunk. A mérés körülményeit az **5. Melléklet (14. táblázat)** foglalja össze. A mérések kiértékelése során Pseudo-Voigt féle függvényillesztést alkalmaztunk parabolikus háttérleválasztással.

A különböző állapotú minták tipikus felületi reflexiójára mutat példát a **35. ábra**, csak az A detektor jelét mutatva, nulla döntés mellett. Adott állapotú minta mélységi vizsgálata során nyert jellegzetes diffrakciós jeleket pedig a **36. ábra** mutatja.



Megfeleltetve a roncsolással vett csiszolat SEM felvételén lévő helyekkel. A szekunder elektron SEM felvételen a vegyületi réteg sötét kontrasztot mutat, a diffúziós zóna nem detektálható. Az alapszövet megeresztett martenzites. A SEM felvétel alapján megmért vegyületi rétegvastagságot és a keménységfutásból meghatározott effektív kéregvastagságot a 2. táblázat mutatja.

2. táblázat Karbonitridált minták effektív kéregvastagsága a keménységlefutás szerint meghatározva és a vegyületi réteg vastagsága a SEM felvételek alapján

Minta	Effektív kéregvastagság, μm	Vegyületi réteg vastagsága, μm
3	290	10
4	300	10
5	290	15
6	320	13
7	290	14
8	320	12
9	260	13
10	230	10

A mélységi feszültségmérés során a diffrakciós jel alapján tett megfigyelések:

- ⊕ A felület közeli mérések során nagyon nagy a háttér intenzitása, és nagyon rossz a jel/zaj viszony a ferrit {211} reflexiójára, ami $155,6^\circ$ -nál van,
- ⊕ a ferrit reflexiójától jobbra megjelenik a vegyületi réteg reflexiója is,
- ⊕ amennyiben szemcseszórt a minta, a második reflexió nagyon széles,
- ⊕ amennyiben utóoxidált a minta, akkor is nagyon széles a második reflexió,

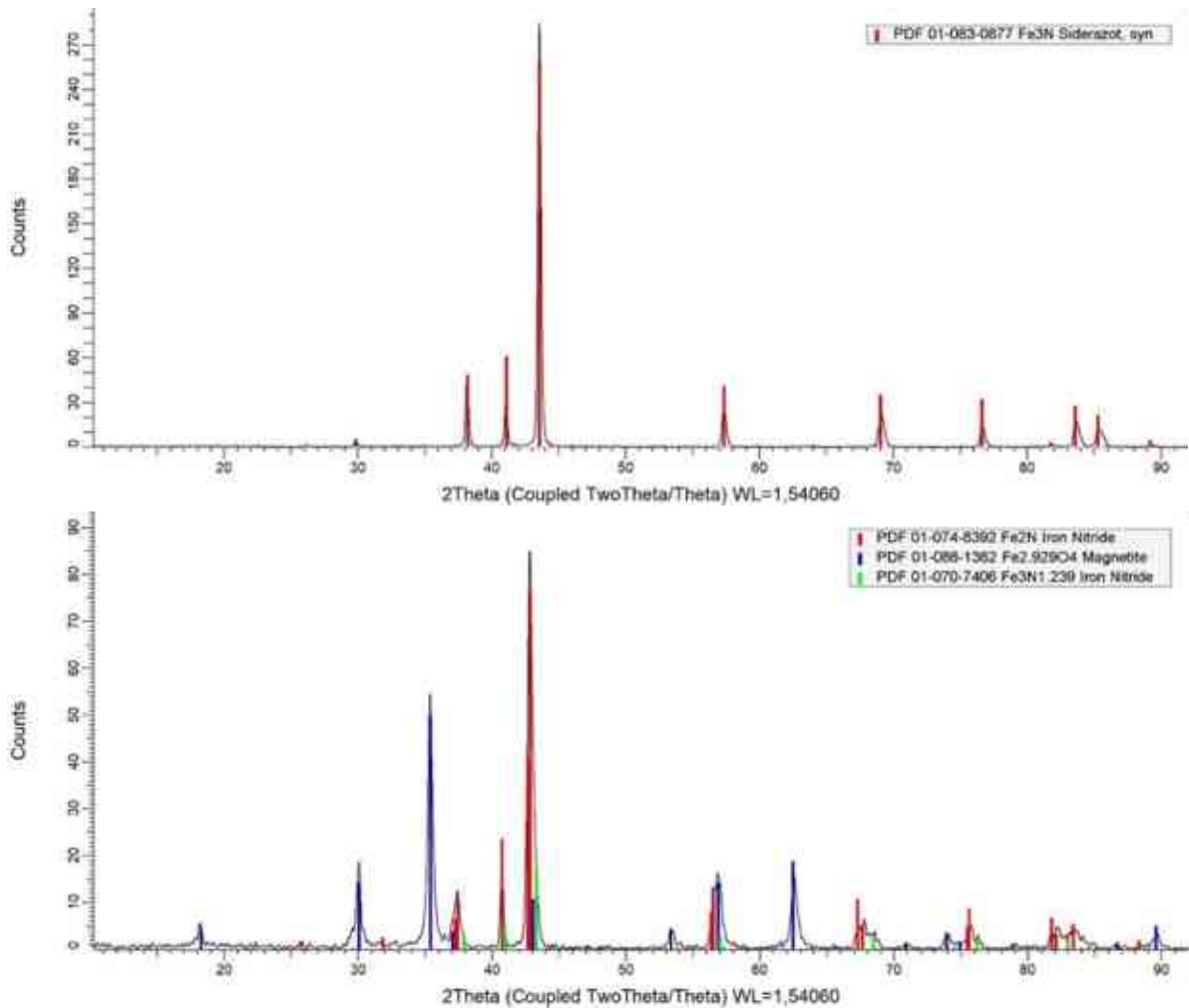
a mélység függvényében egy adott érték után a vegyületi réteg reflexiója már nem jelentkezik, és innentől befele haladva a ferrit reflexió félértékszélesség értéke is folyamatosan csökken, aminek következményeként egyre karakteresebb lesz a $K\alpha_1$ és $K\alpha_2$ szétválás, ami jól látható a 3000 μm -es adatnál

Hagyományos, Cu $K\alpha$ sugárzással készült, felületen történt XRD vizsgálat eredményét mutatja a **37. ábra** a 3 és a 7 jelű mintákra. Jól látszik, hogy a nitridált minta felületén egyféle nitridet, míg az utóoxidált minta esetében kétféle nitridet és magnetitet (vas oxidot) lehet azonosítani. Ezen eredmények alapján egyértelmű, hogy a ferrit {211} reflexiója (mely réz cső esetében 82.43° -nál van), mellett több reflexió is lehet, ennek köszönhető a központ nélküli diffraktométer esetében a nagy háttér. A mélységi maradó feszültség vizsgálat során nyert diffrakciós jel sorozat egyértelműen mutatja a vegyületi réteg megjelenését, a szemcseszórás és utóoxidáció hatását a felületen és a vegyületi réteg vastagságát a mélységben.

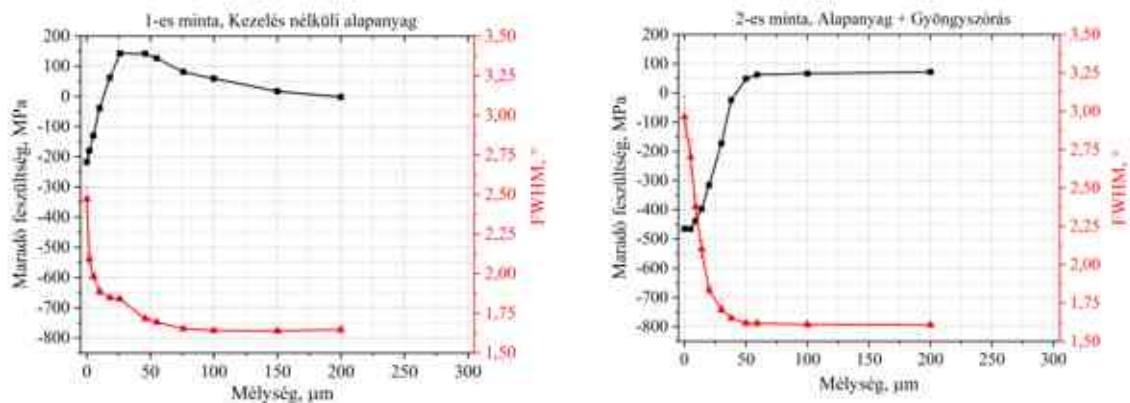
A mélységi maradó feszültség, a félértékszélesség és a roncsolásos módon meghatározott, ugyanezen mélységeknek megfeleltetett keménység értékeket mutatják a 10 db mintára a **38. ábra** és a **39. ábra**. A 39. ábrán a vegyületi rétegvastagságot a függőleges zöld színnel jelölt vonal jelzi. A maradó feszültség eredményekkel kapcsolatos általános megállapítások:

- ⊕ A karbonitridálást követő hűtési módnak (víz vagy levegő) nincs érdemi hatása sem a feszültség sem a félértékszélesség értékek változására. Így ezeket a próbatesteket akár párhuzamos mérésenként is tekinthetjük.
- ⊕ A karbonitridálást követő gyöngyszórás a feszültség profilt a nyomófeszültségek irányába tolja el, egy vékony felület közeli rétegben, így akár 800 MPa nyomófeszültség is kialakulhat. A nyomó feszültség maximum a felületen mérhető, így egy körülbelül 30 μm -es rétegben nagyon nagy feszültséggradiens van.

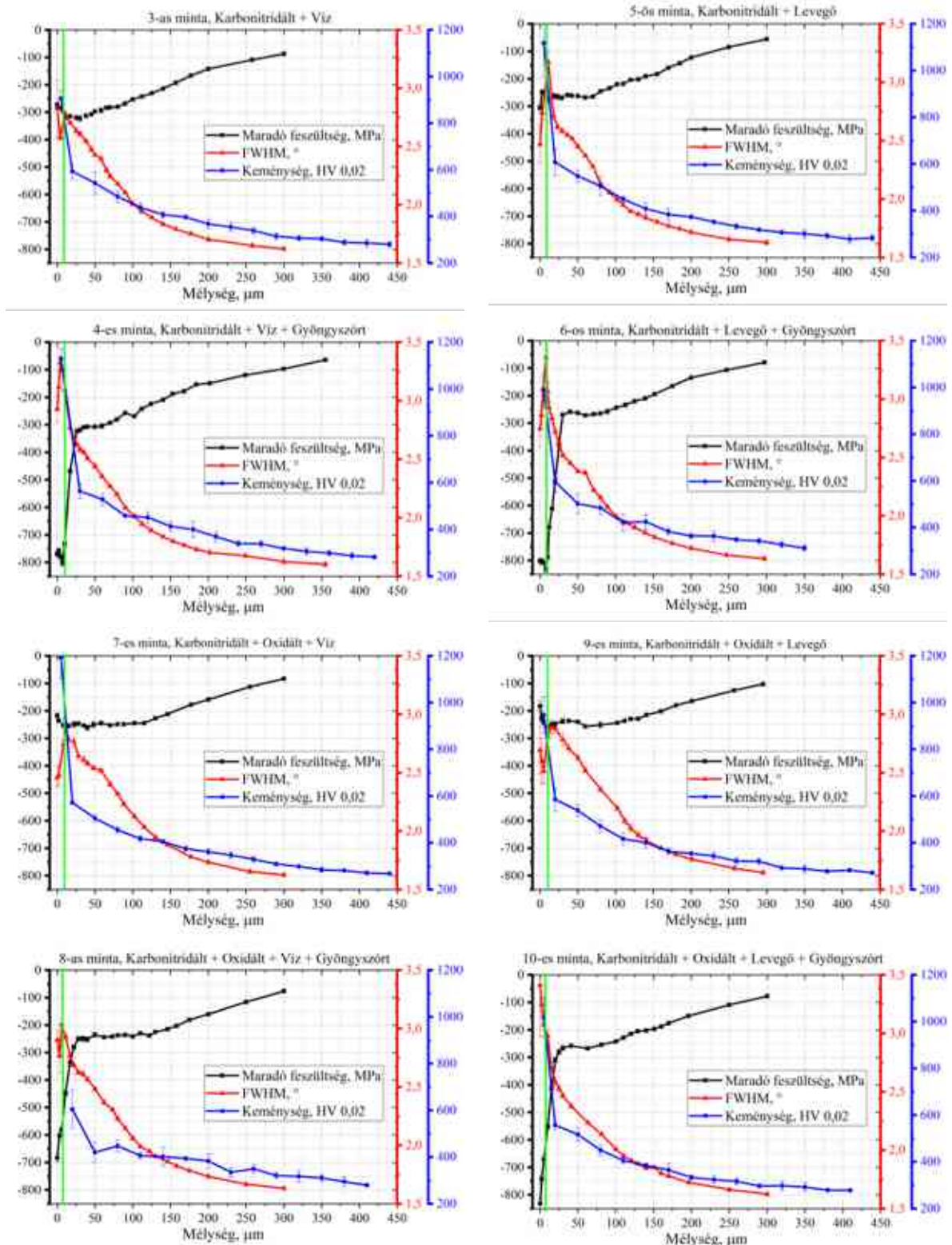
Gyöngyszórás nélkül a nyomó feszültség maximum a felület alatt alakul ki.



37. ábra Hagományos XRD vizsgálat eredményei a) karbonitridált (3 jelű) mintára. A piros jelölők az Fe_3N fázist azonosítják b) a karbonitridált és utóoxidált (7 jelű) mintára. A piros jelölők az Fe_2N fázist a kék jelölők az Fe_3O_4 -magnetit fázist, míg a zöld jelölők az Fe_3N fázist azonosítják



38. ábra A kiinduló és gyöngyszórt minták feszültség és félértékszélesség (FWHM) értékeinek mélységi változása kvázi roncsolásmentesen meghatározva [130]



39. ábra A karbonitridált minták feszültség és félértékszélesség (FWHM) adatainak mélységi változása kvázi roncsolásmentesen meghatározva, valamint keménység adata roncsolásos módon mérve, zöld vonal jelzi a SEM eredmények szerinti vegyületi réteg vastagságát [130]

A feszültségeloszlásra általánosan az a jellemző, hogy kb. 30 μm alatt van egy plató, ami végül a húzófeszültségek irányába csökken, de 300 μm mélységig még nem vált előjelet.

Az oxidációs kezelés a felület alatti plató mélységét valamelyest növeli, de az irodalomban tapasztalt feszültség csökkentő hatása és azon túli egyéb érdemi hatása nem megfigyelhető.

Még egyszer kiemelném, hogy ami a feszültség adatokból nem látszik, de az operátor számára egyértelmű és a legfontosabb eredmény, hogy a vegyületi fázis vastagságára egyértelmű pontos adatot nyerünk, ha figyelemmel kísérjük annak interferencia függvényének megjelenését (eltűnését).

A vártak megfelelően a félértékszélesség adatok sokkal információ gazdagabb eredményeket adnak a nitridált réteg szerkezetének jellemzéséhez:

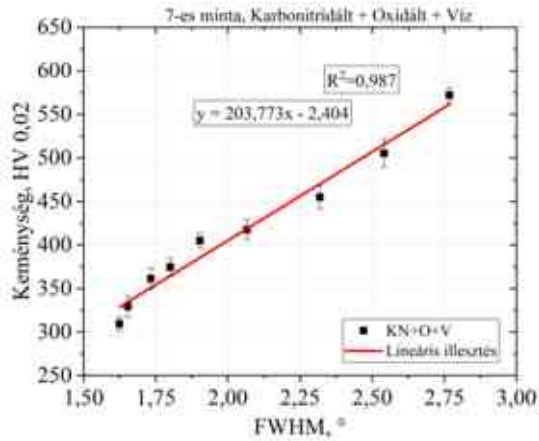
- ☹ A felület közeli kb. 10 μm mélységig a félértékszélesség értékek meredeken nőnek, majd csökkennek. A csökkenés jellemzően három szakaszra osztható, egy kezdeti meredek, majd kisebb, legvégül még kisebb meredekséggel.
- ☹ A félértékszélesség legnagyobb értéke a SEM vizsgálatok alapján meghatározott vegyületi réteg határához esik (2. táblázat). A 39. ábrán zöld függőleges vonal jelzi a SEM vizsgálatokkal meghatározott kéregvastagságot.
- ☹ A vegyületi kéreg alatti tartományban a keménység és a FWHM görbék csökkenő tendenciát mutatnak, de a félértékszélesség adatok sokkal érzékenyebbek az oldott nitrogén tartalomra, mint a keménység. A csökkenési szakaszban két tartomány válik szét, egy nagyobb és egy kisebb meredekségű. A félértékszélesség adatok másik nagy előnye, hogy egy adott mélységben nagyságrendekkel nagyobb tartományról (a teljes besugárzott térfogat) nyújtanak információt, mint a keménység, ráadásul azt sokkal kisebb hibasávval.
- ☹ A 38. ábrán látható, hogy a félértékszélesség adatok már 100 μm alatt nem változnak, tehát ez az alapanyagra jellemző félértékszélesség érték. A 39. ábrán bemutatott különböző minták esetében ezt a félértékszélesség értéket 300 μm mélyégben érjük el, vagyis ez a diffúziós zóna határa, ahol az oldott nitrogén már nem érvényesül.

Ha a különböző eljárásokat összehasonlítjuk, akkor azt állapíthatjuk meg, hogy:

- ☹ keresztmetszeti, roncsolásos SEM EDS eljárás: a vegyületi réteg vastagságát és szerkezetét egzaktan meghatározza, de a diffúziós zónáról nem ad információt (az EDS szondák a nitrogént igen nagy hibával tudják kimutatni),
- ☹ keresztmetszeti roncsolásos HV módszer: a mechanikai tulajdonságokról ad némi információt, az effektív vastagságot szabvány (egyezményes megállapodáson alapulva) tudja meghatározni,
- ☹ felületi XRD módszer: a felületi fázisokat megadja, de a behatolási mélysége nagyon limitált,
- ☹ kvázi roncsolásmentes, mélységi maradó feszültség vizsgálat XRD eljárással: konkrét információt ad a makro- és mikro-feszültségek mélységi változásáról. Részletes információt nyújt a vegyületi réteg vastagságáról, a vegyületi reflexió megléte vagy hiánya, valamint a ferrit (martenzit) félértékszélesség értékének maximuma alapján. Konkrét információt nyújt a diffúziós zóna vastagságáról az félértékszélesség-adatok mélységváltozása révén.

Több szerző korreláltatta már a félértékszélesség és a keménység adatok kapcsolatát [86], [87]. Ebben az esetben lehetőséget ad arra, hogy a félértékszélesség adatok alapján is tudjunk szabványos effektív kéregvastagságot meghatározni, de kvázi roncsolásmentesen. A 40. ábra diagramja példaként mutatja az azonos mélységben meghatározott keménység és félértékszélesség adatok kapcsolatát. Lineáris korrelációt alkalmazva az összes mintára a determinációs együttható nagyobb mint 0,94.

Ezen adatok alapján az általam javasolt kvázi roncsolásmentes eljárást az effektív kéregvastagság meghatározására a 41. ábrán látható folyamatábra mutatja. A lépések a következők:

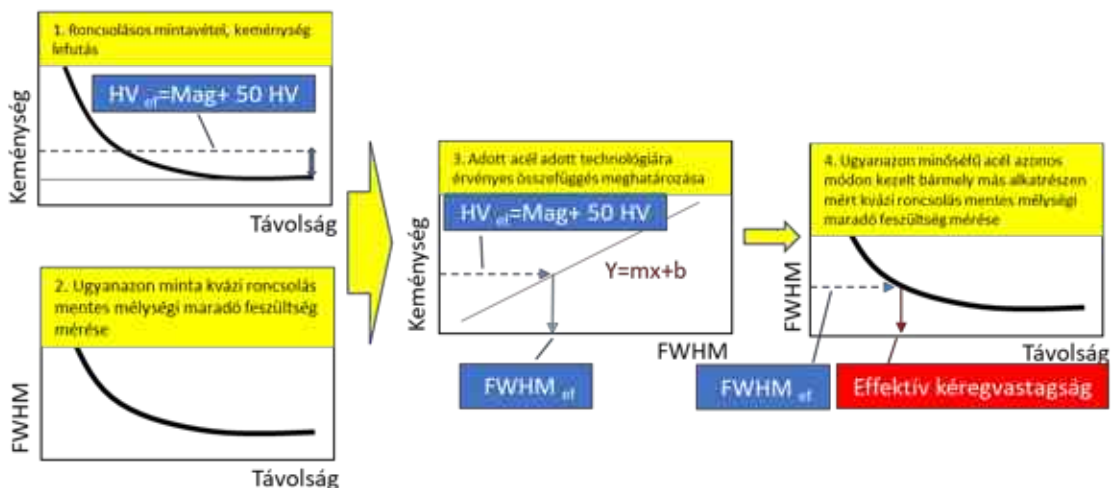


Minta	$y_{HV}=f(x_{FWHM})$ lineáris egyenletei	korreláció	Determinációs együttható
3	$y = 231,3x - 27,745$		$R^2 = 0,981$
4	$y = 297,518x - 161,88$		$R^2 = 0,969$
5	$y = 254,298x - 63,002$		$R^2 = 0,985$
6	$y = 244,716x - 56,856$		$R^2 = 0,975$
7	$y = 203,773x - 2,404$		$R^2 = 0,987$
8	$y = 236,96x - 48,787$		$R^2 = 0,944$
9	$y = 213,375x - 26,240$		$R^2 = 0,996$
10	$y = 228,081x - 148,280$		$R^2 = 0,974$

40. ábra A keménység és a félértékszélesség (FWHM) adatok korrelációja [130]

1. A keménység mélység szerinti változását a szokásos módon, roncsolásos módszerrel egyszer meghatározzuk egy adott ötvözet, adott technológiával előállított alkatrészén. A szabványban (DIN 50190-3) rögzített módon meghatározzuk a HV_{ef} =magkeménység +50 HV értéket.
2. Ugyanezen alkatrészén kvázi roncsolásmentesen a keménységvizsgálattal azonos mélységben mélyégi maradó feszültség vizsgálatot végzünk és a félértékszélesség adatokat is meghatározzuk.
3. Megállapítjuk az adott acél, adott technológiára jellemző HV- félértékszélesség korrelációt. Meghatározzuk a magkeménység +50 HV adatnak megfelelő effektív félértékszélesség ($FHFM_{ef}$) értéket.
4. Egy azonos módon kezelt bevonattal rendelkező, azonos ötvözetű alkatrészén mélyégi maradó feszültség vizsgálatot végzünk, kvázi roncsolásmentesen. A $FWHM_{ef}$ adatnak megfelelő mélység lesz az effektív kéregvastagság.

Ez a módszer akkor használható, ha a felületkezelés paramétere nem változik. Ekkor nincs szükség a minta kivágására, azaz az effektív kéregvastagság az alkatrész tönkretétele nélkül is meghatározható.



41. ábra Effektív nitridált kéregvastagság meghatározása kvázi roncsolásmentesen

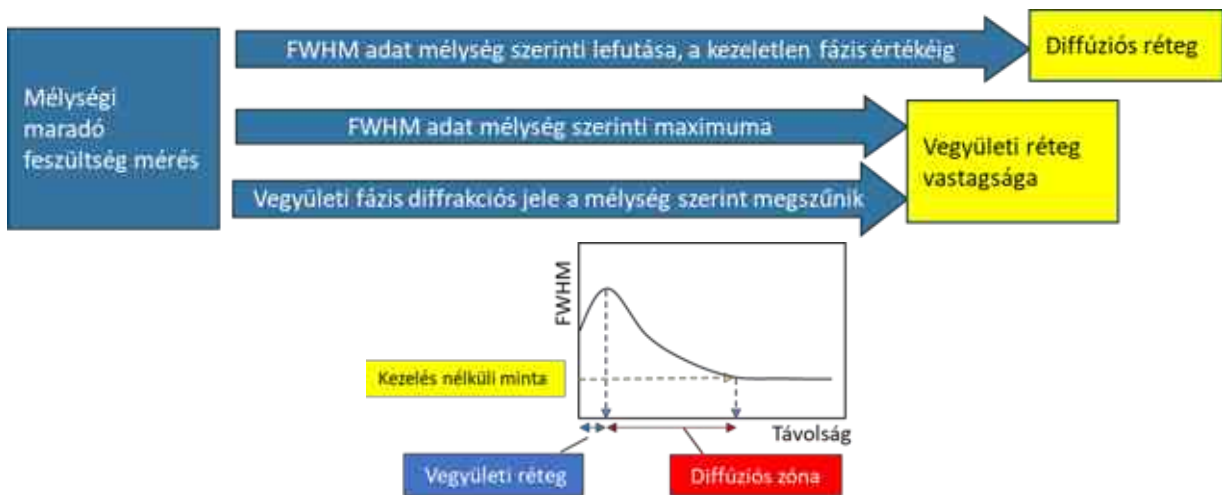
3.5 Második tézis

Kísérleti úton bizonyítottam, hogy mélységi maradó feszültség vizsgálati eljárás során a központ nélküli diffraktométer által nyert interferencia függvény jellemzőiből kvázi roncsolásmentesen meghatározható:

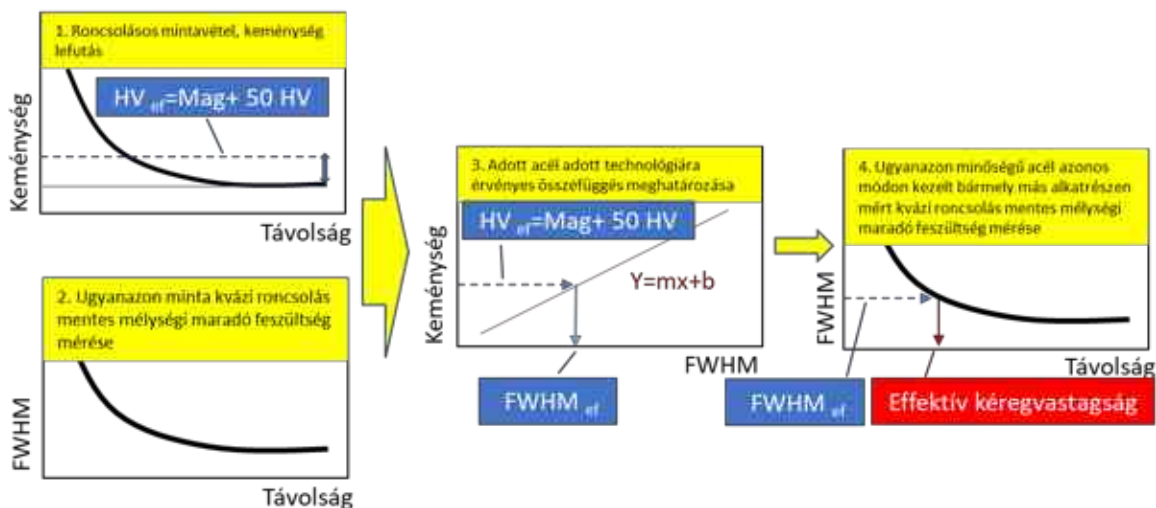
- a) a dekarbonizálódott réteg vastagsága, és a martenzit hányada a cementált rétegben a következő folyamat alapján:



- b) a karbonitridált réteg esetében a vegyületi és a diffúziós zóna vastagsága külön-külön az interferenciafüggvény félértékszélességéből (FWHM) az alábbi módon:



- c) Az azonos ötvözetből, azonos eljárással karbonitridált alkatrészek szabvány szerinti effektív kéregvastagsága, az alábbi módon:

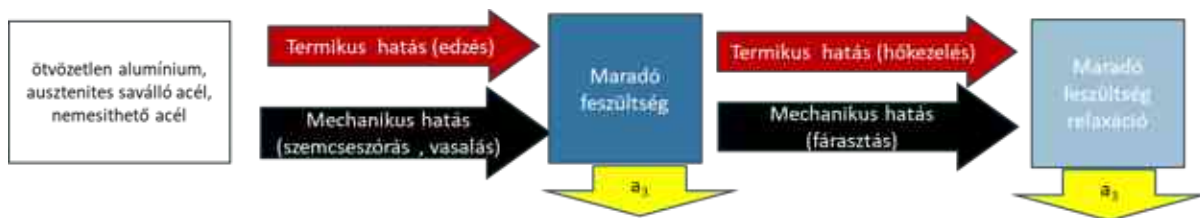


A tézishez kapcsolódó, a doktori cselekmény alatt megjelent/elhangzott publikációm/előadásom: [D3], [D9], [D11].

4 Egy csúcs illesztésen alapuló profilanalízis feszültségrelaxációs folyamatok jellemzésére / Harmadik hipotézis

Hipotézisem, hogy a termikusan vagy mechanikusan indukált maradó feszültség relaxációja nem azonos folyamat során megy végbe. A központ nélküli diffraktométer jelének egy csúcs illesztésén alapuló profilanalízise során nyert információk alkalmasak ezen hatások kimutatására.

A hipotézis igazolására három féle ötvözetten termikusan és mechanikusan hoztunk létre maradó feszültséget, melyet termikusan és mechanikusan relaxáltattunk, miközben az interferencia függvény a_3 paraméterének változását vizsgáltuk (42. ábra).



42. ábra Feszültségrelaxációs vizsgálatok folyamatábrája

4.1 Irodalmi összefoglalás

Minden anyag típus esetén, beleértve a fém, kerámia, üveg és polimereket, valamint a félvezető és vékonyréteg szerkezeteket, szükséges lehet a gyártás során keletkező káros maradó feszültségek leépítésére, relaxációjára, ami tudatosan közbeiktatott technológiai lépések segítségével történik, úgymint pihentetés, hőkezelés vagy az alkatrész akusztikus gerjesztése. A felületmörítési eljárások (szemcseszórás, görgőzés) során viszont tervezetten viszünk az alkatrész felületi rétegeibe nyomó maradó feszültséget, melyek jótékonyan hatnak a kifáradási tulajdonságokra. Ebben az esetben a tervezetten bevitt maradó feszültség az üzemszerű ciklikus terhelés hatására épül le. Megalapozott az a feltételezés, hogy az elsőrendű feszültségek leépülésében a rácshibáknak döntő szerepe van, mely rácshibák a harmadrendű feszültségeket okozzák. Ezért a harmadrendű feszültségek monitorozása segít megérteni az elsőrendű feszültségek relaxációs folyamatait. Ezzel egyrészt ellenőrizhetjük, hogy az adott alkatrész megfelel-e a felé támasztott kritériumoknak, vagy nyomon követhetjük egy tönkremeneteli folyamat előrehaladását.

Az első fejezetben bemutattam, hogy az irodalom három féle maradó feszültséget különíti el. A három típusnak nem csak eredete, de detektálása is eltér. Elméletileg az ideális diffrakciónak végtelenül éles reflexiókat kellene eredményeznie, azonban sem a kísérleti elrendezés, sem a vizsgált minta nem ideális, ami az interferencia függvény szélesedését okozza. A berendezés okozta szélesedés a geometria vagy instrumentális szélesedés, az ebből adódó θ szerinti intenzitás eloszlás a geometriai profil $g(x)$. A szélesedésnek a másik forrása a rácstávolság változása, amit a kristályhibák okoznak. Ezért a diffrakciós profil alakjából, amennyiben a geometriai profilt leválasztottuk, a kristályhibákról kaphatunk információt. A hibák okozta θ szerinti intenzitás eloszlás a fizikai profil $f(x)$. A fizikai profil együttesen tartalmazza mindazon hatásokat, amit a kristallit méret, rácshiba (pl. oldott atom, diszlokáció, rétegződési hiba) okoz. Az intenzitás θ szerinti eloszlása $I(\theta)$, vagyis a $h(x)$ mért görbe, mindig a fizikai ($f(x)$) és a geometriai ($g(x)$) profilok szuperpozíciója (19):

$$I(\theta) = h(x) = \int_{-\infty}^{+\infty} g(y)f(x-y)dy \quad (19)$$

Az elsőrendű maradó feszültség vizsgálatánál, az első fejezetben ismertetett módon, a $h(x)$ görbe Bragg-pozíciójának változását, míg a harmadrendű feszültségek esetében a radiális szélesedést vizsgáljuk. A másodrendű maradó feszültség a szemcsék közt ébredő feszültség, homogén, egyfázisú anyagok esetében is detektálható a szemcsék anizotrópiája miatt, de elsősorban több fázisú anyagok, kompozitok esetében jelentős a szerepe. Mérése diffrakciós technikával azonos térfogatban történő fázisszelektív méréssel valószínűsíthető meg [2].

A harmadrendű maradó feszültségek esetén szemcsén belüli, rácshibákból fakadó rácstorzulások ébresztette feszültségről van szó. Ebbe bele tartoznak a vakanciák, idegen atomok vagy diszlokációk. Ezért minden olyan technológia művelet, ami a hibaszerkezetre van hatással, mint ötvözés, hőkezelés, képlékenyalakítás ezt az állapotot befolyásolja. Az angol irodalom RMS strain (root mean square), azaz átlagos négyzetgyök alakváltozásnak is nevezi, mivel a diffrakciós jelet nem csak egy irányba tolja el. Detektálni a diffrakciós jel radiális szélesedésének elemzéséből tudjuk [131], [132]. Azonban a diffrakciós jel radiális szélesedésre nem csak ezek a rácshibák, hanem a diffrakciót adó domén (kristallit) mérete is hatással van.

Ahhoz, hogy a különböző technológiák által létrehozott maradó feszültségeket és relaxációjukat egy homogén anyag esetén vizsgálni tudjuk, az első és harmadrendű feszültségek változását kell szétválasztanunk. A harmadrendű feszültségek és diffrakciós doménméret vizsgálatának alapjai, több mint fél évszázada le fektették [133], [134], és azóta számos módosított verziója létezik. Azonban a mai napig kihívásokkal teli a terület, és nincs egységesen jó megoldás, ha nagy a rácstorzulás, és ennek az eloszlása nem Gauss jellegű. A különböző módszerek a különböző diffrakciós technikákkal továbbra sem adnak egységes eredményt, és tág határok között szórnak, amennyiben az abszolút értékre vagyunk kíváncsiak [135].

Scherrer több mint 100 éve publikálta megfigyelését, hogy a kristallitméret (D) csökkenése a csúcs szélesedését okozza [136]. A fizikai profil szélesedése (W_{FWHM}) és a kristallitméret változása között a (20) összefüggést állította fel:

$$D = \frac{K\lambda}{W_{FWHM}\cos\theta} \quad (20)$$

ahol K dimenzió nélküli alakfaktor, értéke jellemzően 0,9-1. A hullámhosszt a λ jelöli, míg a Bragg-szöveget a θ .

Itt kell megjegyezni, hogy számos tévedés van a szakirodalomban arra vonatkozóan, hogy minek a méretéről is beszélünk. Meg kell különböztetni szemcse (particle), kristallit, és domén méretet:

részecske: önálló, tömbi egység, de értelmezhető por esetében is,

szemcse: több szemcse épít fel egy részecskét, a szemcséket nagyszögű szemcsehatárok választják el, diffrakciós információ tartalma a szemcseméretnek nincs, fény és elektronmikroszkópos technikával határozható meg,

szubszemcse: a szemcséket felépítő kisebb egységek, egymástól kisszögű határ választja el őket,

domén: a szubszemcséken belüli még kisebb egységek, amiket rétegződési hibák választhatnak el,

kristallit: a szubszemcsétől kisebb, vagy vele azonos méretű egység, rajta a röntgensugár koherensen szóródik, így ennek méretét tudjuk a diffrakciós jel szélesedéséből meghatározni, ez megegyezhet a domén mérettel is.

A röntgendiffrakciós eredmények interpretálásánál akkor nem követünk el hibát, ha D értékét a "legkisebb koherensen szóró tartomány" méretként értelmezzük. A jel komplexé válik, ha ennek a tartománynak a mérete nem egységes, bimodális vagy polimodális eloszlású. Ilyenkor a szélesedés a modális eloszlások valamiféle átlagaként jelenik meg.

A krisztallitméreten túl a pont és vonal szerinti rácshibák okoznak profil szélesedést. Környezetükben a feszültségegyensúly (nyomott és húzott térfogatrészek) kis távolságon, a besugárzott térfogaton belül valósul meg, ezért a csúcsot mind a pozitív, mind a negatív irányba is eltolják, amit méréskor a csúcs szélesedéseként detektálunk.

A Warren-Averbach (WA) szerinti megközelítés Fourier együtthatóknak a lecsengését vizsgálja, és azzal a feltételezéssel él, hogy a vizsgált jel alakja teljesen Gauss jellegű [133]. Ez természetesen nem általános érvényű, ezért munkájukban kihangsúlyozzák, hogy nem alkalmas a diffrakciós doménméret és a diszlokációk okozta profil szélesedés elkülönítésére. A Williamson-Hall módszer a jel szélesedést vizsgálja a Bragg-szög függvényében, és a kapott adathalmazt egy lineáris vagy kvadratikusan illeszti [133], [134]. A lineáris függvény meredeksége a rácshibák okozta torzulásra, még a konstans része a diffrakciós méretre utal. Számos feltételezéssel él, abszolút értékben nem pontos eredményt ad, de összehasonlító vizsgálatokhoz, trendek nyomon követésére alkalmas [137]. A diszlokáció sűrűség meghatározására mind a Warren-Averbach, mind a Williamson-Hall módszer egyaránt használható. Új skálázási módszert hoztak később létre, mellyel a krisztallitméret és a diszlokáció sűrűség nagyobb pontossággal meghatározható [138]. A hagyományos pordiffrakciós eljárásban mindezeket kiszorította a Rietveld analízis [90], mely a teljes profil illesztésével közelíti meg a problémát, és akár a krisztallitméret eloszlás is meghatározható a dupla Voigt módszer segítségével [139].

Ezen módszerek jellemzője, hogy a profil elemzéséhez több síksorozatról származó reflexiót vizsgálunk, egy nagyon pontosan beállított diffraktométerre van szükség, valamint a diffrakciós jelet az instrumentális szélesedéstől el kell különíteni [140]. Ezek a módszerek elsősorban pordiffrakció esetén működnek megbízhatóan.

A központ nélküli diffraktométerrel történő vizsgálat során azonban csak egy, maximum kettő reflexió vizsgálható a jellemzően 120-170° Bragg-szög tartományból, melyet az elsőrendű feszültségek vizsgálatára használunk.

Épp ezért ezen módszerek, amelyek több csúcs vizsgálatán alapulnak, nem jöhetnek számunkra szóba. Léteznek, egy csúcs analízisén alapuló eljárások a krisztallitméret és a diszlokációk okozta radiális szélesedés vizsgálatára, de sajnos ezek a mérés körülményeire nagyon érzékenyek [141], [142], [143]. A dolgozatomhoz használt G3R és Robot diffraktométer nem rendelkezik $K\alpha_2$ fizikai szétválasztására alkalmas megoldással, és amit a szoftver nyújt lehetőséget $K\alpha_2$ leválasztásra, az a krisztallitméret és rácshibák szétválasztásának analízisére nem alkalmas.

Egy csúcs adatain alapuló eljárásra Keijser és társainak volt egy olyan javaslata, amely azon az elven alapul, hogy ha a rácfszűrés okozta szélesedés a domináns, akkor a görbe Gauss jellegű, ha a krisztallitméret, akkor Lorentz [144]. Ez a cikk ihlette az elképzelést, hogy a Gauss és a Lorentz függvények arányát vizsgáljam. A Voigt függvény a Gauss és a Lorentz függvények konvolúciója, míg a Pseudo-Voigt lineáris kombinációja, ahol a keverési faktor egy paraméterrel (η) adható meg [145]. Utóbbi egyszerűsége ellenére nagyon jó illeszkedést adó függvények egyike [146]. Ez utóbbi megoldást könnyebb a gyakorlatban alkalmazni, és a berendezés szoftvere is ennek a használatát teszi lehetővé.

Mivel a klasszikus profil analízis igényességével nem tudtam a G3R berendezéssel a mért profilból fizikai profilt előállítani, ezért a geometria profilt állandó értéken tartva (egy anyagon azonos gépbeállással mérve) a keverési paraméter változásának a trendjét vizsgáltam. Az irodalomban található egy olyan keverési arány (0.328), aminél kisebb értéket nem vehet fel a Pseudo-Voigt függvény, amennyiben számszerű eredményeket szeretnék kapni a krisztallitméretre [147]. Mivel az eredményeimben ilyen keverési faktor előfordul (köszönve a fent említett mérési

tökéletlenségeknek), ezért döntöttem csak a trendek vizsgálata mellett, és számszerű értékeket a rácshibákra vonatkozóan nem tudok meghatározni.

A következőkben termikusan vagy mechanikusan létrehozott feszültségek relaxációját vizsgáltam az interferencia függvény illesztési paraméterein keresztül. A relaxáció, alacsony hőmérsékletű hevítéssel termikusan és fárasztó vizsgálattal mechanikusan ment végbe.

4.2 Termikusan és mechanikusan létrehozott maradó feszültség termikus relaxációjának vizsgálata

A vizsgálat során ausztenites korrózióálló acélhengereken (X5CrNi18 10) vasalással (hidegalakítással) és gyors hűtéssel létrehozott nyomó maradó feszültségek termikus relaxációját vizsgáltuk. A vasalást a Miskolci Egyetem Gépgyártástechnológiai Intézetében végezték el a számunkra. A vasalási paraméterek a következők voltak: szerszám rádiusz: 3 mm; forgási sebesség: 375 rpm; előtolás: 0,0125 mm; erő: 40 N. A kutatómunka Hussein M. Abduljaleel Al-Hraishawi MSc dolgozatához kötődik, akinek konzulense voltam. Hussein a feszültség változását monitorozta, míg én a mért adatokat vizsgáltam profilillesztéssel. A hengeres próbatestek mérete $\varnothing 50 \times 25$ mm volt. A feszültség indukáló hőkezelést villamos fűtésű inert atmoszférájú, saját építésű csökemencében végeztük 1000 °C-on 0.5 óra hőntartással. A hőntartást követően a hengert tartalmazó csövet vízben hűtöttük le. Mivel az ausztenites acélban fázisátalakulás nem történik a hűtés során, így feltételezhetjük, hogy termikus eredetű feszültségek alakulnak csak ki.

A kezeléseket követően meghatároztuk a próbatest palástjának egy pontján a mélységi feszültségprofil. A vizsgálathoz a Stresstech G3R típusú, központ nélküli diffraktométert alkalmaztuk módosított Ψ módban, a **7. Melléklet (15. táblázat)** szerinti mérési paraméterekkel. Minden egyes mérési pontban a tengelyirányú feszültség komponensét mértük. A feszültség mérése után a próbatesteken feszültség csökkentő hőkezeléseket végeztünk az intézet laboratóriumában található elektromos fűtésű, normál atmoszférájú kemencében. A hőkezelési idő leteltével a darabok a kemencével együtt hűltek le. Ezt követően megint felvettünk egy addig érintetlen paláston egy mélységi profilt, majd folytattuk a hőkezelést. Ezen módon ismételtük a feszültségmérés-hőkezelés lépéseket. A termikus relaxációhoz 400 °C-os 6, 12, 24, 96 órás hőkezeléseket alkalmaztunk, végezetül pedig 700 °C-os 6 órásat. A mintaazonosító a feszültséget létrehozó eljárás (Edzett, Vasalt) és az összes hőntartási idő.

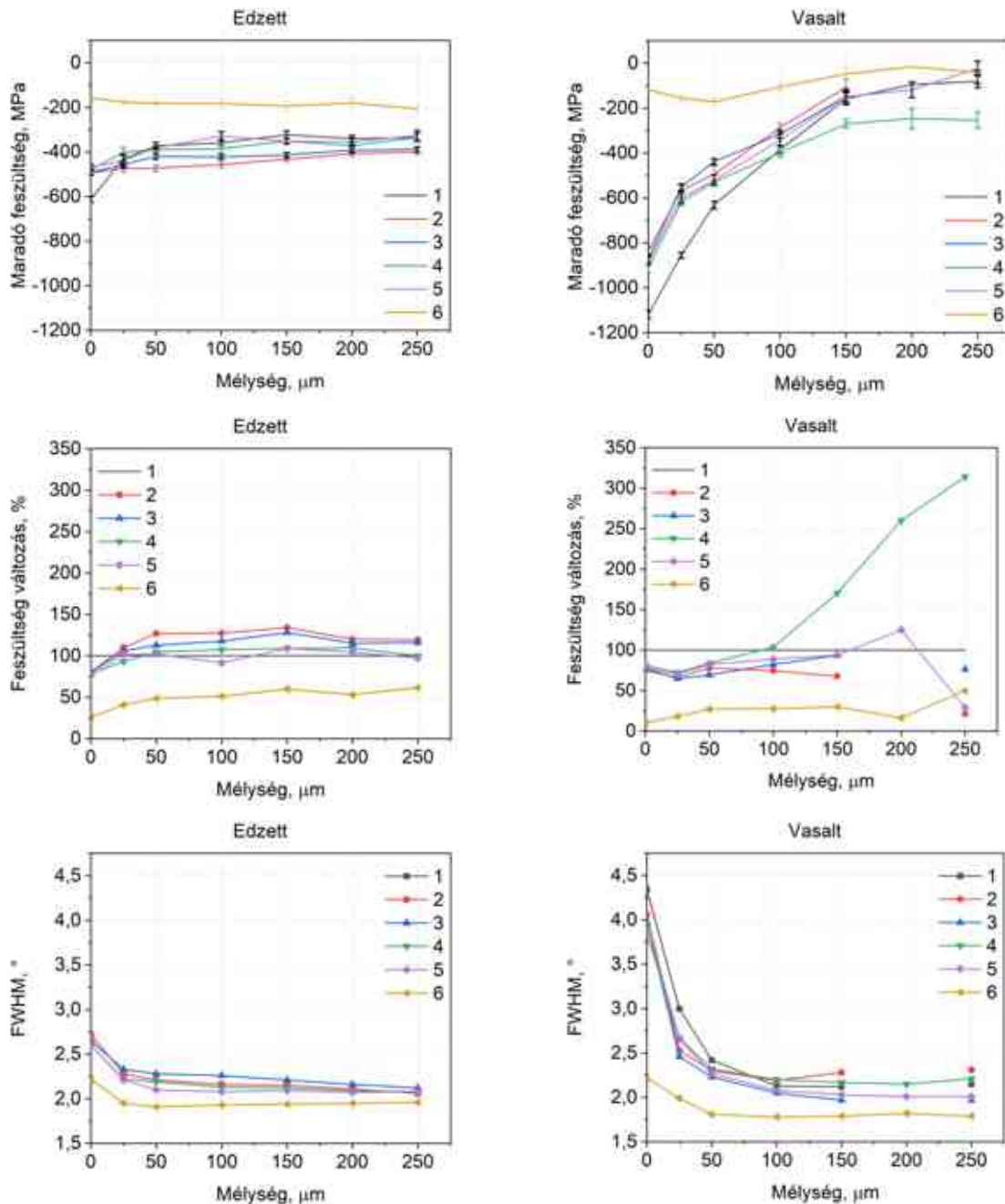
A feszültségadatok számításához keresztkorrelációs módszert és parabolikus háttérleválasztást alkalmaztunk. Meghatároztuk a feszültségváltozás értékét százalékosan is a kiinduló állapotú minta azonos mélységi adatához képest. A normálfeszültség, a feszültség változás és a félértékszélesség értékeket mutatja mindkét sorozatra a **43. ábra**.

Az adatokat megvizsgálva a következő megállapításokat teszem:

- ☹ A termikus gradiensből létrejött rugalmas rácstorzulás okozta nyomó feszültség növekmény a felület közelében kicsi, mélységben kifejtett hatása sem nagyobb 50 μm -nél.
- ☹ A vasalásnak a felülettömörítő hatása, vagyis, hogy nyomó maradó feszültséget idéz elő 150 μm mélységig érvényesül. Ha összehasonlítjuk a feszültség és a félértékszélesség adatokat akkor itt is nagyon jó bizonyítékát látjuk annak, hogy a felületen kialakult képlékenyen alakváltozott, magas diszlokáció tartalmú zóna vastagságát a félértékszélesség adatok mutatják. A növekmény 50 μm -ig megfigyelhető. Ez alatt

helyezkedik el a rugalmasan deformált zóna, de az már csak a feszültség adatokból tűnik ki.

- ⊕ A 400 °C-os hőkezelés során már a legrövidebb idő, 6 óra alkalmazása után relaxál a feszültségek egy része. Ugyanezen a hőmérsékleten végzett hosszabb idejű hőkezelések nem adnak érdemi változást a feszültség értékében.



43. ábra Edzett és vasalt minták maradó feszültség, feszültség változás és félértékszélesség (FWHM) értékei a mélység függvényében az egyes hőkezelési ciklusok után, 1- kiinduló állapot, 2-400 °C/6 h, 3-400 °C/12 h, 4-400 °C/24 h, 5-400 °C/96 h, 6-700 °C/6 h hőkezelést követően

- ⊕ Jelentős relaxáció csak a 700 °C-os/6 h hőkezelés esetében következik be, de meglepő, hogy egy ilyen magas hőmérsékletű és hosszú idejű hőkezelés sem biztosít teljes relaxációt. Az edzett darab esetében a felület közeli rétegben csak kb. a 25%-ra, a belső rétegekben pedig 50%-ra csökken le a kiinduló állapotban mért feszültség. A mechanikai igénybevétellel létrehozott feszültség relaxációja nagyobb mértékű, a képlékenyen

alakított zónában 10-25 %-ra csökken, míg a rugalmasan deformált tartomány nem megy 25% alá.

- ⊕ A relaxáció folyamata biztosan eltér a kétféle minta esetében. Ezt alapozom arra a megfigyelésre, hogy míg a vasalt mintánál egy mérési sort (400 °C/24 h) kivéve a hőkezelés hatására valóban relaxálódik a feszültség, ezzel szemben az edzett minta esetében feszültség átrendeződés és nem relaxáció történik.

A diffraktométer saját kiértékelő szoftvere ad arra lehetőséget, hogy különböző görbeillesztéseket végezzünk el. A következő részben az itt szerzett tapasztalataimat szeretném bemutatni. Az Xtronic szoftveres felületen hét féle függvénnyel van lehetőség illeszteni a mért $I(\theta)$ görbét. Az előzetes irodalmi adatok alapján a Pseudo-Voigt függvény **(21)** **(22)** **(23)**, mely a Gauss **(24)** **(25)** és Lorentz **(26)** **(27)** függvények lineáris kombinációja, viselkedését vizsgáltam parabolikus háttérleválasztás alkalmazása mellett.

Pseudo-Voigt függvény:

$$I(\theta) = a_0 \left\{ a_3 \left[\frac{1}{1 + \left(\frac{2(x - a_1)}{a_2} \right)^2} \right] + (1 - a_3) \exp \left[-\log(2) \left(\frac{2(x - a_1)}{a_2} \right)^2 \right] \right\} \quad (21)$$

ahol: a_0 : amplitudó, a_1 : profil közép a_2 : szélesedés és
 $FWHM = a_2$ (22)

a_3 : alak : $0 \leq a_3 \leq 1$, (23)
 $0 =$ tiszta Gauss,
 $1 =$ tiszta Lorentz

Gauss függvény:

$$I(\theta) = a_0 \exp \left[-0,5 \left(\frac{x - a_1}{a_2} \right)^2 \right] \quad (24)$$

a_0 : amplitudó, a_1 : közép, a_2 : szélesedés, (25)
 $FWHM = 2\sqrt{2\log 2} a_2$

Lorentz függvény:

$$I(\theta) = \frac{a_0}{1 + \left(\frac{x - a_1}{a_2} \right)^2} \quad (26)$$

ahol: a_0 : amplitudó, a_1 : közép, a_2 : szélesedés
 $FWHM = 2a_2$ (27)

Előzetesen a feszültségméréshez használt ausztenites etalon por mintán végeztem el az elemzést. Az elemzés eredményét a két detektor átlagára a **3. táblázat** mutatja.

Az a_0 paraméter az amplitudó, vagyis az intenzitás, amit mérünk. Ennek értéke egyfázisú anyag esetében (amennyiben a vizsgálati paramétereket nem változtatjuk) nem szabad, hogy változzon. Ez így is van, az értékek közel esnek egymáshoz. Az a_1 paraméter önmagában számunkra nem hasznos, ugyanis a Bragg-szöggel arányos értékeket adja meg, pixelben. Ha a vizsgálatokat nem egy detektor beállítással végezzük, akkor ezek az értékek eltérhetnek, vagyis csak azokat az értékeket lehet összehasonlítani, amelyek egy geometriai beállítással lettek megmérve. Ezzel szemben az a_2 paraméter a szélesedést fejezi ki és az összehasonlítás szempontjából irreleváns, hogy pixelben vagy fokban van kifejezve. A determinációs együttható értéke a Pseudo-Voigt függvény esetében a legnagyobb, és itt tapasztalható a legnagyobb a szélesedés is. Ennél a

függvényénél az a_3 paraméter a szélesedés jellegére is utal, ebben az esetben pontosan félúton van a Gauss és a Lorentz jellegek között.

Ezek után bemutatom az edzett, vasalt majd különböző módon relaxált minták paraméter értékeit is (**44. ábra**). Ebben az esetben minden állapotban felületi pont és 0° döntési szög mellett történt mérési pontokat, az A és a B detektorjelek átlagában vetem össze.

3. táblázat Feszültség mentes por etalon minta illesztési paraméterei

por minta	paraméter	A-B detektor átlag
Gauss	a0	77,723
	a1	329,501
	a2	18,4447
	R ²	0,971785
Lorentz	a0	87,15545
	a1	330,1595
	a2	19,47855
	R ²	0,925295
Pseudo-Voigt	a0	82,78355
	a1	329,745
	a2	41,99905
	a3	0,469941
	R ²	0,975068

A következő megállapításokat teszem a Gauss Lorentz és Pseudo-Voigt illesztések eredményeire:

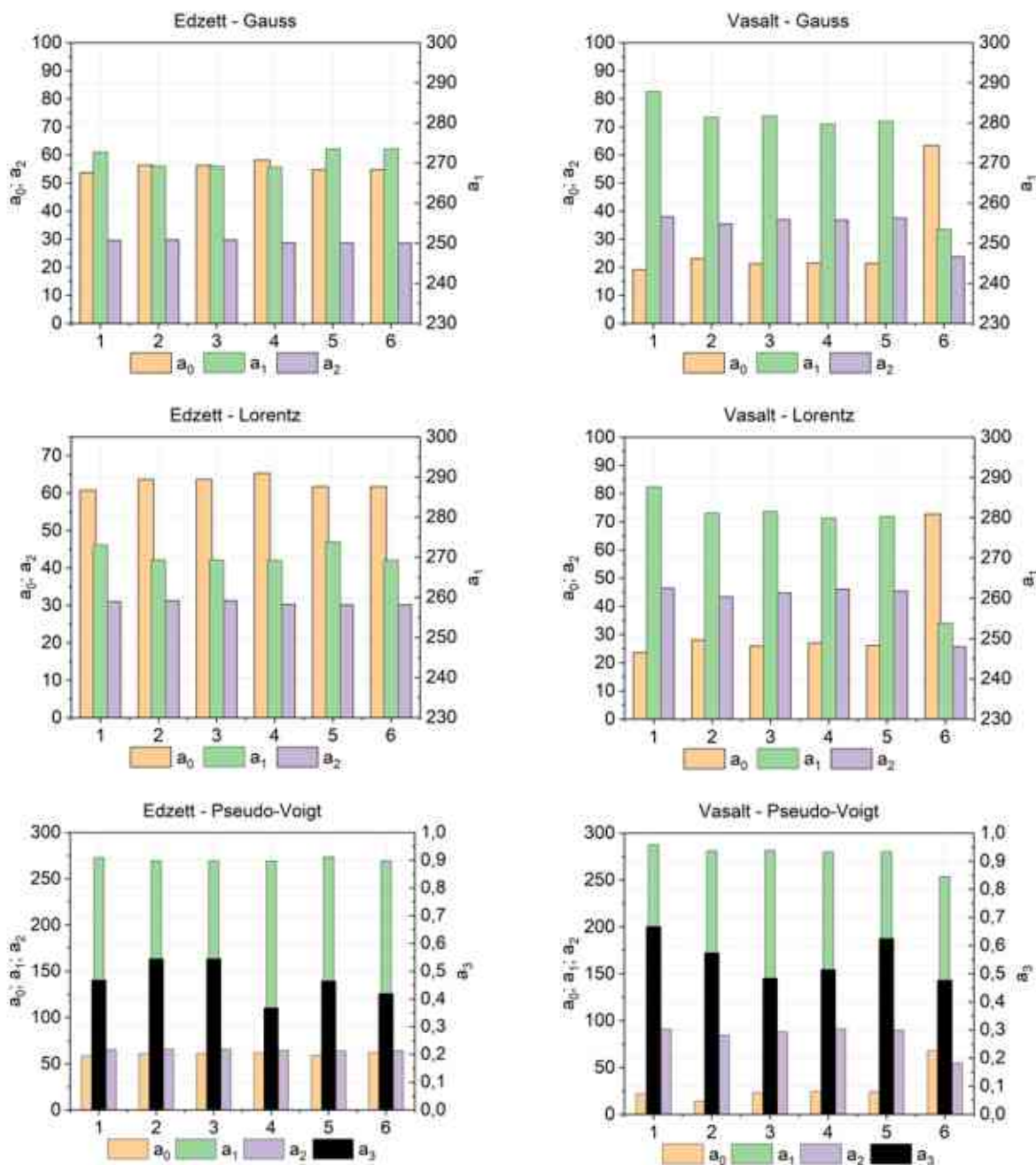
- A termikus feszültségállapot változását az a_0 , a_1 , a_2 , paraméterek egyike sem mutatja.
- Az a_0 (intenzitás) paraméter megnő, míg az a_2 paraméter lecsökken amennyiben a mechanikai eredetű feszültséget érdemben relaxáltatjuk (6. állapotú, $700^\circ\text{C}/6\text{ h}$ hőkezelést kapott minta).

A Pseudo-Voigt illesztések a_3 paraméterét külön is megvizsgáltam. Mechanikus kezelés esetén (vasalt minta) inkább Lorentz jellegű a görbe, és a relaxált minták a_3 értéke csökken, vagyis a Gauss jelleghez közelítenek, ami ellentmondás az irodalommal. A termikus feszültséggel terhelt minták a_3 értéke kisebb (inkább Gauss közeli) ez az ellentmondást tovább erősíti.

A paraméter viselkedésének tisztázására az edzett, vasalt és relaxált minták mélységi adatait is megvizsgáltam (**45. ábra**). A vasalt mélységi minta értéke egyértelműen a Lorentz jellegből a Gauss irányába tolódik, csökken, ahogy a feszültség egyre kisebb lesz. Az edzett minta mélységi eredményének változása sokkal kisebb mértékű, de itt is csökken. A termikus relaxációt követően az adott mélységi adatok változását nézve, egyértelmű csökkenés figyelhető meg. Az értékek a tiszta Gauss jelleg felé tartanak, ami az irodalom alapján a mechanikus feszültség jelenlétét prognosztizálja, ami természetesen ellentmondás.

Vizsgáljuk meg annak a lehetőségét is, hogy felülettömörítő eljárás során a mechanikus feszültség kialakulása együtt jár egy erős szemcsefinomodással, ami a Lorentz jelleget erősíti. Viszont termikus relaxáció közben, ha a felületen történik is a domén méretben durvulás, ami az a_3 paraméter Gauss jelleg irányába történő változását okozza, de a mélyebb rétegekben ezen a hőmérsékleten nem számíthatunk ilyen változásra. Végképp nem számíthatunk a termikusan létrehozott feszültség leépülése közben krisztallitméret növekedésre.

A jelenség tisztázására további vizsgálatokat végeztem.



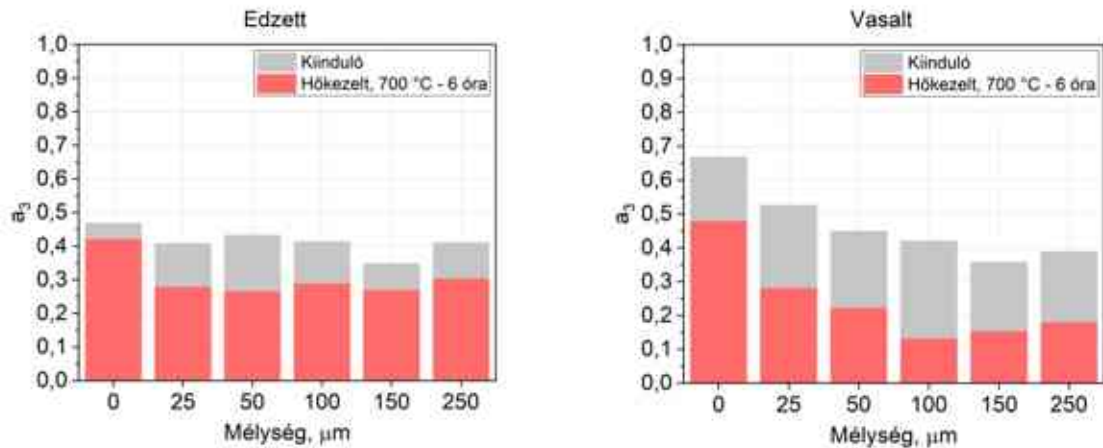
44. ábra Illesztési függvények paraméter értékei: 1– kiinduló állapot, 2-400°C/6h, 3-400 °C/12 h, 4-400 °C/24 h, 5-400 °C/96 h, 6-700 °C/6 h hőkezelést követően

4.3 Mechanikusan létrehozott maradó feszültség mechanikus relaxációjának vizsgálata

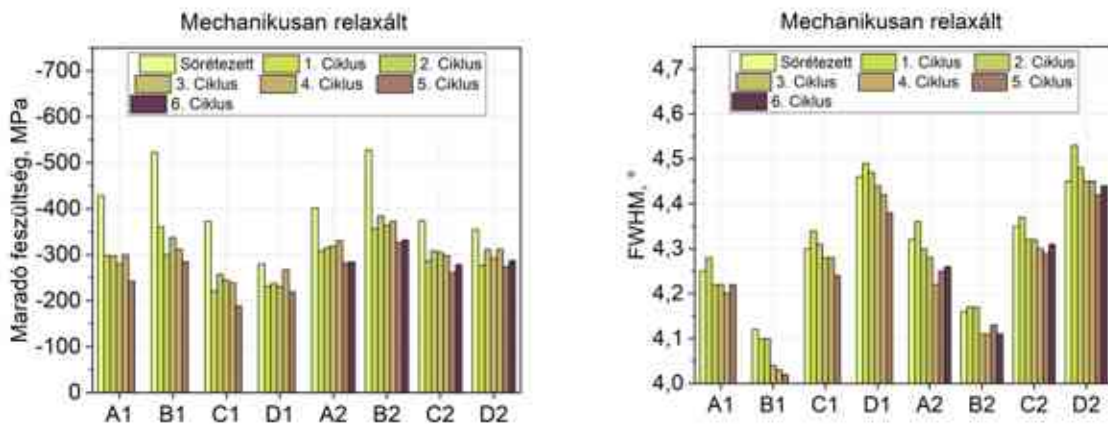
Ennek a folyamatnak a tisztázására megvizsgáltam Dr. Cseh Dávid PhD értekezésében közölt mérési adatait is (Pt10 próbatest). 42CrMo4 minőségű 5x5 mm kvadratikus próbatestek sörétszórást követően kialakult maradó nyomófeszültség relaxációját vizsgálta fárasztás közben.

A fárasztási folyamatot több lépcsőben megszakította, és a próbatestek felületén mért feszültségállapotot monitorozta [148]. A mérések során alkalmazott paramétereket a 7. Melléklet mutatja. Kimutatta a feszültség relaxáció és az alkalmazott fárasztási feszültség szint közötti kapcsolatot. A feszültség relaxáció egyértelműen a mechanikus igénybevétel hatására következett be, ezt a folyamatot mechanikus relaxációnak fogom nevezni, szemben a saját kísérleteinkkel, ahol a relaxáció mindig termikus aktiváció hatására jön létre. A kvadratikus próbatest minden

oldalán (A, B, C, D) két mérés történt minden esetben (1, 2). A nyomófeszültség és a félértékszélesség értékének változását mutatja a 46. ábra.

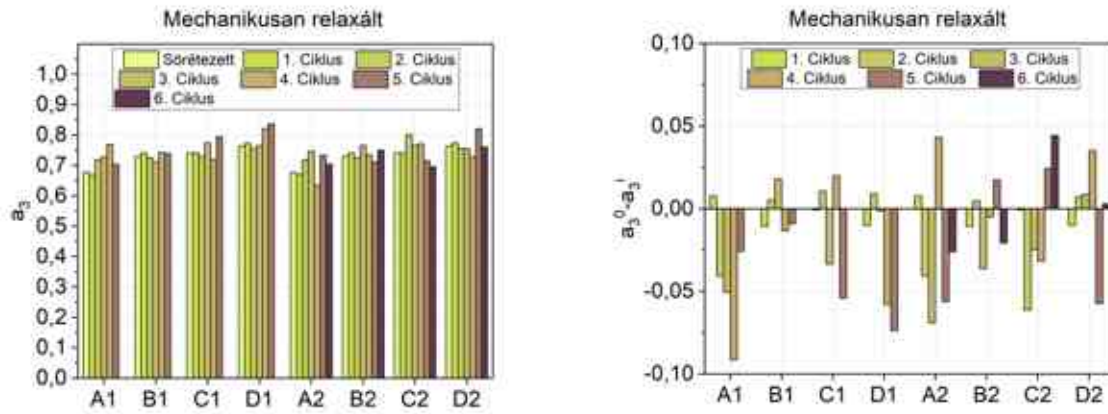


45. ábra Pseudo-Voigt függvény a_3 paramétere a mélység függvényében az edzett, vasalt és a 700 °C-on relaxált mintákban



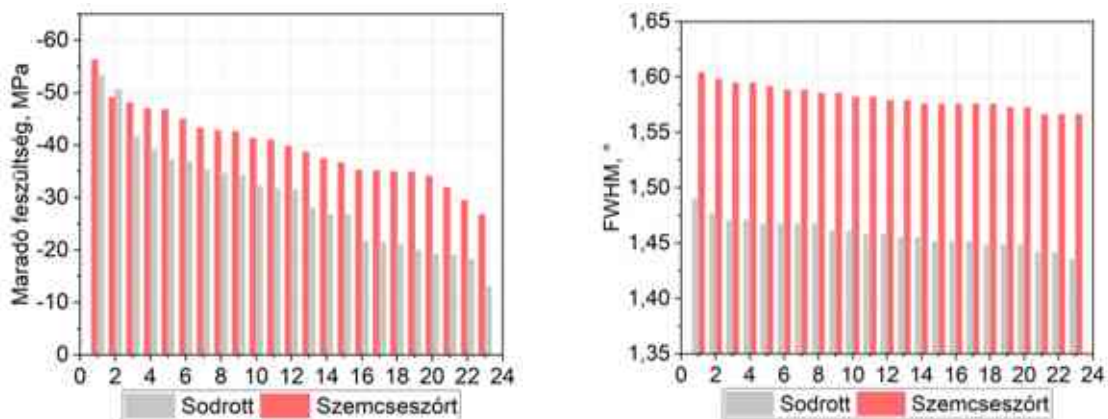
46. ábra Mechanikus relaxáció során bekövetkező feszültség és félértékszélesség (FWHM) értékek változása kvadratisz próbatest A, B, C, D oldalain, két (1,2) mérési helyen [148]

A próbatest a 6. fárasztási ciklus során törött el, az 1-jelű mérési helyeken, így ott nem volt lehetőség mérés elvégzésére a törés után. Az első következtetés, hogy a próbatest négy oldala jelentősen eltérő intenzitású szemcseszórást kapott, a kiinduló feszültség adatok nagy különbséget mutatnak. Dr. Cseh Dávid disszertációjában az egyes állapotok jellemzésére az adott próbatesten mért értékek -összesen 12 db mérés- átlagait használta. Úgy gondolom, hogy a változást célszerű oldalanként, sőt mérési helyenként megkülönböztetve vizsgálni. A maradó nyomó feszültség az első fárasztási ciklusban jelentősen relaxál, az eredeti feszültség kb. 70%-ára, majd az azt követő ciklusokban enyhén csökken csak. Ezzel szemben a félértékszélesség értékek az első fárasztási ciklus után nőnek, majd csökkennek. Ez feltehetően a vakancia koncentráció kezdeti növekedése, majd ennek köszönhetően a diszlokációs kúszási folyamatok felerősödése miatt alakul így. Dr. Cseh Dávid dolgozatában csak a feszültségállapotot vizsgálta, egyéb paramétereket nem. Mérési adataim elvégeztem a saját vizsgálataimnál alkalmazott Pseudo-Voigt illesztést, és megvizsgáltam az a_3 paraméter viselkedését. A két detektorra kiátlagolt abszolút eredményt és az egyes lépések utáni különbséget a szemcseszórathoz képest mutatja a 47. ábra.

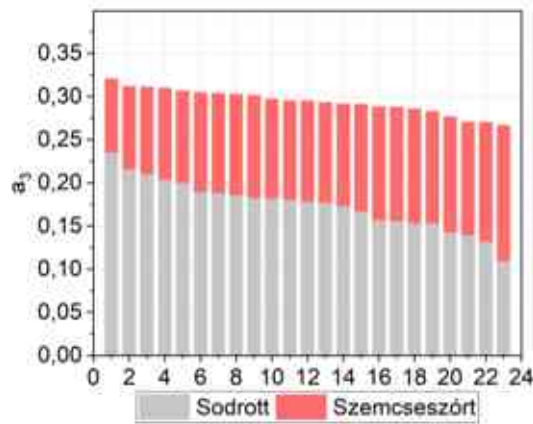


47. ábra Mechanikus relaxáció során rögzített jel a_3 paramétere és egyes lépések (a_3^1) utáni változása a szemcseszórt (a_3^0) állapothoz képest Pseudo-Voigt illesztés során (a [148] mérési adatainak saját elemzése)

A szemcseszórást követően a paraméter közelebb van a Lorentz jelleghez, mint a Gausshoz, ami nagyon hasonló a saválló acél mintán mért értékkel. A mechanikus relaxáció hatása az a_3 paraméter változása nagyon kis mértékű, igazából tendencia nem fedezhető fel. A változás egy nagyságrenddel kisebb, mint a termikusan relaxált minta esetében, ugyanolyan értékű feszültség relaxáció mellett is. A szemcseszórás hatását a saját kooperatív ösztöndíjas kutatásomhoz használt alumínium vezeték sodratoknál is leellenőriztem. A mérés körülményeit a 6. Melléklet (17. táblázat) tartalmazza. Azonos alapanyagból és azonos módon sodort vezetékek egy részénél szemcseszórás utókezelést alkalmaztunk a koronasugárzás csökkentése érdekében. Egy szórt és egy sodrott (szórás nélküli) vezeték összehasonlító vizsgálatának eredményeit mutatja a 48-49. ábra. Mivel a huzal sorszáma tetszőlegesen kiválasztott volt méréskor, így az értékeket nem a huzalok sorrendjében, hanem nagyságszerinti sorba rendezést követően mutatom be. A szemcseszórás hatására a felületi, erősen változó nyomófeszültség növekszik és összességében egy egyenletesebb feszültségállapot alakul ki. A szórás hatására megnövekedett rácshiba szám és rugalmas deformáció a félértékszélesség értékek növekedésében egyértelműen látszik. Az a_3 paraméter értékeit az A és B detektor jeleinek átlagaként jellemzem, szintén sorrendbe rendezve. A paraméter értékek kicsik, nullához közeli. Vagyis a Gauss jelleg dominál, viszont a szemcseszórt huzalok nagyobb a_3 értéket mutatnak, vagyis a mechanikai feszültség nem a Gauss jelleget erősíti, hanem épp ellenkezőleg a Lorentz irányába tolja a karakterisztikát.



48. ábra Szemcseszórt és sodrott alumínium vezeték sodrat 23 db egyedi huzaljain mért feszültség, félértékszélesség (FWHM) adatok (A és B detektor átlaga) nagyságrendi sorrendben



49. ábra Szemcseszórt és sodrott alumínium vezeték sodrat 23 db egyedi huzal jain mért a_3 paraméter adatok (A és B detektor átlaga) nagyságrendi sorrendben

4.4 Harmadik tézis

Nagyszámú, központ nélküli diffraktométerrel történt felületi és mélységi maradó feszültség mérés során nyert interferencia függvény (egy csúcs) illesztési eredménye alapján megállapítom:

- Alumíniumon, ausztenites acélon és nemesíthető acélon alkalmazott felülettömörítő (szemcseszórás és vasalás) eljárások során a mechanikusan létrehozott feszültség hatására a Pseudo-Voigt függvény a_3 paramétere növekszik, vagyis az interferencia függvény Lorentz jellege erősödik. Mivel ebben a folyamatban igaz, hogy a krisztallitméret csökkenhet, de az irodalommal ellentétesen az az állításom, hogy a Lorentz jelleg erősödését a rácsfeszültség növekedése okozza.**
- Ausztenites acélon mechanikusan (vasalással), vagy termikusan (intenzív hűtéssel) létrehozott feszültségek termikus relaxációja során, mely a félértékszélesség csökkenésével jár együtt, a Pseudo-Voigt függvény a_3 paramétere csökken, vagyis a Gauss jelleg erősödik. Mivel ebben a folyamatban a rácsfeszültség és krisztallitméret nem növekedhet, ezért az irodalommal ellentétesen az az állításom, hogy a Gauss jelleg erősödését a rácsfeszültség csökkenése okozza.**
- Nemesíthető acélon mechanikusan (szemcseszórással) létrehozott feszültségek mechanikai relaxációja során, mely a félértékszélesség kezdeti növekedésével majd a csökkenésével jár együtt, a Pseudo-Voigt függvény a_3 paramétereinek változása sem monoton. Ennek feltehetően az a magyarázata, hogy a fárasztási folyamat kezdetén megnövekedő vakancia koncentráció hatása, majd a diszlokációk kúszási folyamatának hatása együtt érvényesül.**
- Mechanikusan létrehozott feszültségek termikus és mechanikus relaxációja a Pseudo-Voigt függvény a_3 paraméterében eltérő változást okoz, ez eltérő hib szerkezet változásra utal, ami közvetlenül azt bizonyítja, hogy a termikus és mechanikus relaxáció fémtani értelemben eltérő módon megy végbe.**

A tézishoz kapcsolódó, a doktori cselekmény alatt megjelent/elhangzott publikációim/előadásom: [D16], [D17].

5 Vezetéksodronyok kosarasodását és szerelési problémáit előre jelző vizsgálati eljárás kidolgozása/kooperatív doktori ösztöndíjjal támogatott kutatás / Negyedik hipotézis

Hipotézisem, hogy alumínium (aluminum stranded conductor - ASC) és ötvözött alumínium (alloyed aluminum stranded conductor - AASC) vezetéksodronyok szerkezeti integritás megbomlásának és feszültség állapotának a monitorozásából olyan vizsgálati eljárás fejleszthető, amivel a sodrott szerkezetben a gyártásból származó maradó feszültségek és alakváltozások kvantitatív módon minősíthetők. Ezen vizsgálati eljárásra alapuló jövőbeni termékszabvány már megoldást kínálhat a vitás helyzetekre.

5.1 A probléma felvetése

A maradó feszültség állapot tervezése és kontrolálása a fémek esetében az ipar számos területén ma már elengedhetetlen. A vezetéksodronyoknak a gyártásból, vagy a nem megfelelően végrehajtott szerelésből fakadó kedvezőtlen maradó feszültség állapota a szerkezeti egységet veszélyeztetheti az üzemeltetése során, valamint gondot okozhat telepítés közben. Ilyen fellazuló/kosarasodó külső rétegre mutat példát a 50. ábra.



50. ábra Példák alumínium (aluminum stranded conductor - ASC) és ötvözött alumínium (alloyed aluminum stranded conductor - AASC) vezetéksodronyok jellemző sodratszerkezet megbomlása

A vonatkozó termékszabvány [149] nem ad egyértelmű módszert és kvantitatív elfogadási kritériumot a vezeték megfelelő (inertness) maradó feszültség állapotára vonatkozóan, ami a gyártó és a vezetéket telepítő cég között tisztázná a hiba forrását egy vitás helyzetben. A szabvány a következő módon rendelkezik: az összes acélhuzalnak természetesen a helyén kell lennie a sodronyban, és a vágás helyénél a huzalvégeknek a helyükön kell maradniuk, vagy kézzel könnyen visszahelyezhetőeknek kell lenniük, majd megközelítőleg a helyükön kell maradniuk. Ez a követelmény az elektromosan vezető alumínium huzaljaira is vonatkozik.

Ezért gondolom szükségesnek a késztermék mechanikai állapotának meghatározását a maradó, szerkezeti feszültségek és a várható alakváltozások szempontjából a szerelés előtt.

A probléma komplexitását a sodrony összetett szerkezete adja. A korábbi maradó feszültséggel kapcsolatos munkáim során számos esetben volt az a visszatérő feladat, hogy egy tömbi termék maradó feszültség állapotát a gyártás során a teljes technológiai soron keresztül monitorozzuk [150]. Ez azt jelenti, hogy minden egyes technológiai művelet után a gyártásból kivesszük a vizsgált terméket, hogy ugyanazon a mérési helyeken megvizsgáljuk roncsolásmentesen vagy kvázi-roncsolásmentesen a maradó feszültség állapotát. A vizsgálat után visszaküldjük a gyártásba a terméket a következő technológiai műveletre, és ezt a gyakorlatot a kész termék befejező műveletéig folytatjuk. Ennek segítségével nem csak a végtermék maradó feszültség állapotáról kapunk információt, hanem annak változását és a kritikus technológiai lépéseket is nyomon követhetjük és detektálhatjuk. A kooperatív doktori program (KDP) ösztöndíjam kezdetén ezt, a korábban már sikeresen alkalmazott feszültség monitorozást kívántuk alkalmazni, és erre alapozni a sodrat megfelelőségét minősítő eljárást. Mint az látható lesz, ez a megközelítés a sodronyoknál nem alkalmazható ilyen egyszerű módon. Az ASC és az AASC vezetékek gyártástechnológiai lépéseit a 51. ábra szemlélteti.



51. ábra Az ASC ésAASC felsővezetékek gyártási lépései. Az utolsó lépés opcionális

Az irodalomkutatás során megállapítottam, hogy nem csak a vonatkozó szabvány nem támaszt kvantitatív elfogadási kritériumot, de nincs is igazán megfelelő mérési technika, amivel ezt a sodrott szerkezetek esetében meg lehetne tenni. Az egyedi huzalok, rugók maradó feszültség állapotának vizsgálatára a legkülönbébb vizsgálati technikákra találni példát az irodalomban. Vékony, 0,8 mm keresztmetszetű acélhuzalban anyageltávolítással, a feszültség egyensúly megbontásán alapuló módszert kidolgozva és alkalmazva bizonyították, hogy még ilyen vékony huzalban is jelentős maradó feszültség található [151]. Átfogó összehasonlító vizsgálatot végeztek hidegen húzott acéldrótok esetében, ahol a FEM, szinkrotron és neutroindiffrakció maradó feszültségre vonatkozó eredmények közötti jelentős különbség okát tárgyalták [152]. Nem csak vizsgálták diffrakciós technikával ($\sin^2\psi$) és FEM segítségével, hanem a húzószerszám geometriájának módosításával nyomófeszültséget hoztak létre a drótok felszínén [153], [154]. Azonban dolgozatomban a vezetéksodronyok esetében egy képlékenyalakítással sodrott, az elemi szálak között statikusan és dinamikusan súrlódó kölcsönhatással bíró szerkezetet vizsgálunk. Ennek a szerkezetnek kell összeségében inert módon viselkednie, mind a telepítése és mind az üzemelése során. Az ilyen szerkezeteket az irodalomban elsősorban FEM segítségével vizsgálják [155], [156], [157], [158], [159].

5.2 Első koncepció

A Fux Zrt. kétféle, a saját tapasztalatuk alapján „laza” és „szoros” megjelölésű AlMgSi_{0.5} jelű ötvözetből készült sodronyt biztosított a rendelkezésemre ezen méréshez. A kétféle sodronyból kényszer alatt, kb. 80 cm hosszú mintát vettek. Ezt követően a sodrony 18 db külső huzaljának palástján, egymástól kb. 10 cm távolságra, a kerület mentén 3 helyen (a kezdőpont mindig ugyanazon szál volt egy sodronyon belül), a huzalok (és nem a sodrony), tengelyével párhuzamos irányú feszültségmérést végeztünk. A „szoros” minta mérési helyeit és a sodrony helyzetét mérés közben mutatja a 52. ábra. A sodrony minden egyes huzaljának pozicionálása nagy odafigyelést igényel, ezért végeztünk egy reprodukálhatósági vizsgálatot is. A mérés körülményeit és a reprodukálhatósági vizsgálat eredményét a 8. Melléklet (77. ábra, 18. táblázat) tartalmazza. E szerint

az újra pozicionálás ellenére is kellő pontossággal visszamérhetők a huzalokon a feszültség értékek és van egy egyértelmű tendencia a sodraton belül.



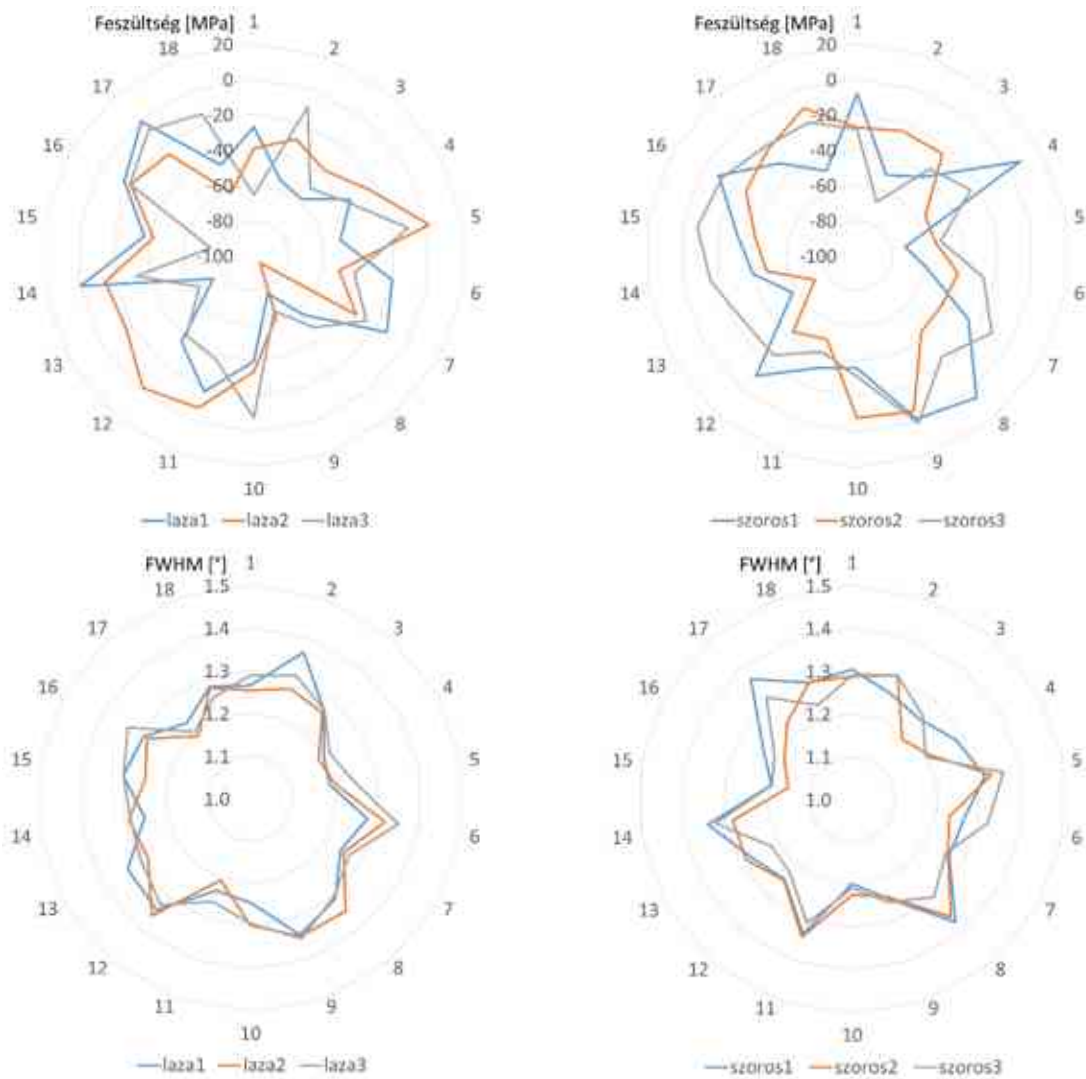
52. ábra Sodrony vizsgálata és a „Soros” jelű sodronyok a mérési helyekkel

A „szoros” és a „laza” sodratokon mért feszültség és félértékszélesség értékeket rózsadiagrammon ábrázolva a 53. ábra mutatja. A mérési pontok a 18 db különálló szálon történtek, de az azonos kerület menti pontokat a jobb áttekinthetőség érdekében összekötöttem.

A feszültség és félértékszélesség adatokból a következők állapíthatók meg:

- ⊕ A huzalokon kevés kivételtől eltekintve maximum -100 MPa értékű nyomó feszültség mérhető.
- ⊕ Az egyes huzalok különböző kerületi helyen mért feszültség adatai hasonló értékeket és tendenciát mutatnak, a félértékszélesség adatok nagyon közeliek.
- ⊕ Ugyanazon sodrat huzaljai között mért feszültség és félértékszélesség értékek különbsége nagy.
- ⊕ A „szoros” és „laza” huzal feszültség eredményeit összehasonlítva nem lehet magyarázatot adni annak viselkedésére.
- ⊕ A „szoros” és „laza” sodrat közötti egyedüli különbség a „laza” sodrat esetében félértékszélesség értékek aszimmetriája. A 12-16 sorszámú huzalok sokkal egyenletesebb eredményt mutatnak, mint a többi szál. Ez egyértelműen a sodrási technológiából adódhat.

A szálaikon mért eredmények statisztikai kiértékelését is elvégeztem, hogy az esetleges eltérések a „szoros” és „laza” huzal között felszínre kerüljenek. Az egyes helyek mérése során kapott interferencia függvények jellemzőinek (feszültség, félértékszélesség, terület, intenzitás maximum/intenzitás minimum (I_{max}/I_{min})) átlagát, szórását, minimális és maximális értékeinek átlagát, illetve a „szoros” és „laza” sodronyokon mért összes adat átlagát, szórását, minimális maximális értékét is összehasonlítottam. Az eredményeket a 8. Melléklet (78. ábra, 79. ábra) tartalmazza. Gyakorlatilag nem lehet új megállapítást tenni, azon túl, hogy a „laza” vezetékcsodronyon nagyobb a nyomófeszültség maximum. A nem meggyőző eredményeken túl volt egy másik hibája ennek a koncepciónak. A röntgendiffrakción alapuló feszültség mérés nem volt alkalmazható általánosan bármely huzalvastagságra. 3 mm-es huzalátmérő alatt a monitorozás röntgendiffrakciós vizsgálat a sugárfolt mérete miatt nem megvalósítható a G3R-el.



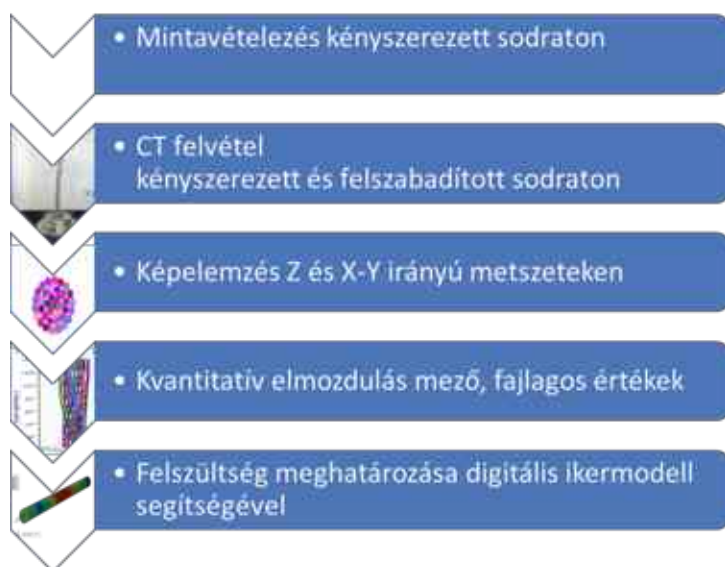
53. ábra A „szoros” és „laza” sodronyok 3-3 különböző kerülete mentén, a 18 db huzalon mért, huzal tengelyének irányába eső maradó feszültség és félértékszélesség (FWHM) adatok

Mivel az ipari hasznosulás felé az ipari partnerrel elköteleztünk voltunk, ezért elkezdtek vizsgálni egy olyan vizsgálati eljárás lehetőségét, melynek segítségével bármely geometriájú vezetékcsodrony minősíthető. Több lehetséges vizsgálati módszer is felvetődött részünkről. Először megvizsgáltuk, milyen, a már a gyártónál meglévő vizsgálati berendezés és szabványos módszer továbbfejlesztése, illetve azokkal kapott eredmények komplexebb elemzése adhatna információt a sodrott szerkezetek maradó feszültség állapotára. Felvetődött a FUX Zrt.-nél található vezeték szakítógépi speciális műszerezése, amivel a húzás hatására fellépő vezetékben ébredő nyomatékot vizsgálhattuk volna az egyes rétegekben. Megvizsgáltuk a lehetőségét egy, a vezeték lengésének csillapodásán alapuló eljárásnak, ahol a lengés közbeni lecsengést elemezhetjük volna gyorsulás mérőkkel. Végül azonban egy új, komputer tomográfián alapuló, végeelemes ikermodellrel kiegészített vizsgálati módszer bizonyult célravezetőnek.

5.3 Eredményes koncepció bemutatása

A következő elképzelés alapötletét az adta, hogy ha a tömeggyártásból származó vezetékeket mechanikai kényszer alatt le tudjuk venni a dobról, akkor a kényszerek alatt álló vezeték darab mindaddig őrizheti az eredeti sodrott szerkezet feszültség állapotát, amíg a kényszer alól fel nem szabadítjuk. Ekkor a sodrott szerkezetét jellemző feszültség minősíthetővé válik az által, hogy a

szerkezet egyik végét felszabadítjuk, és kvantitatívan leírjuk a teljes szerkezet elmozdulását a



54. ábra A komputer tomográfiás, ikermodellre épülő vizsgálati eljárás folyamatábrája

kiinduló, kényszerített állapothoz képest. Az elmozdulás meghatározásához

a 3DLaborban rendelkezésre álló YXLON FF35 metrológia képességgel is rendelkező duál csöves CT berendezést használtuk. A mérések elvégzésében Bubonyi Tamás volt a segítségemre. A CT vizsgálatok eredményeként a sodratok tetszőleges módon virtuális metszetekre oszthatók, így azokon képelemzés segítségével le tudjuk írni a teljes szerkezet elmozdulását a megfelelő referencia pont megválasztását követően. Véges elemes szimuláció segítségével pedig az elmozdulás vektorokból rekonstruálható az azt létrehozó

redukált feszültség. A kidolgozott teljes vizsgálati eljárást/és módszert a 54. ábra foglalja össze.

5.3.1 Mintavételezés kényszerített sodraton

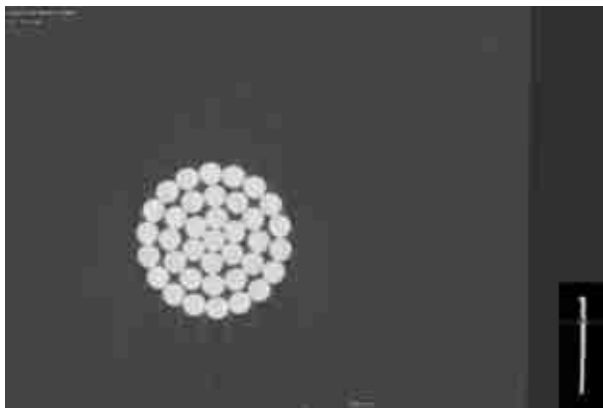
A mintavételezés során egy 45 cm hosszúságú sodratot célszerű venni azért, hogy a teljes hossz detektálható legyen a CT berendezés helikális szkennelés üzemmódjában, illetve, hogy a teljes hossz a sodrat bármely rétegében legalább egy teljes sodrat periódust tartalmazzon.

A mintavételezés a sodrat vágandó végeinek lefogásával, kényszer alá helyezésével történik. Ezt valamilyen bilincs vagy hasonló célt szolgáló kötőelem felhelyezésével érjük el. Itt a bilincseknek több szempontnak egyszerre kell megfelelnie: egyrészt elegendő szorítóerőt kell, hogy kifejtsenek ahhoz, hogy a sodrat szerkezetben a szálak a mintavételezés (vágás), majd a CT-vel történő vizsgálat során a helyükön maradjanak. Másrészt átvilágíthatónak kell lennie a röntgen nyaláb által, és törekedni kell arra, hogy a lehető legkevesebb képalkotási hibát okozza (jellemzően a bilincsek jelentősen nagyobb átlagos rendszámmal rendelkeznek, mint a vizsgálandó alumínium vezeték). Harmadrészt reprodukálható módon, közel azonos szorító erővel kell tudni felhelyezni. Jelenleg az iparágban használt ún. csavarorsós tömlő bilincset alkalmazzuk mely, megfelelő szorító erőt fejt ki, valamint reprodukálható módon helyezhető fel, azonban a CT-vel történő képalkotást zavarja a bilincs környezetében megjelenő műtermékek (artifact) formájában. Erre mutat példát a jelenlegi vizsgálati anyagról a 55. ábra. A bilincs okozta zavar miatt a szálak kontúrja is elveszlik.

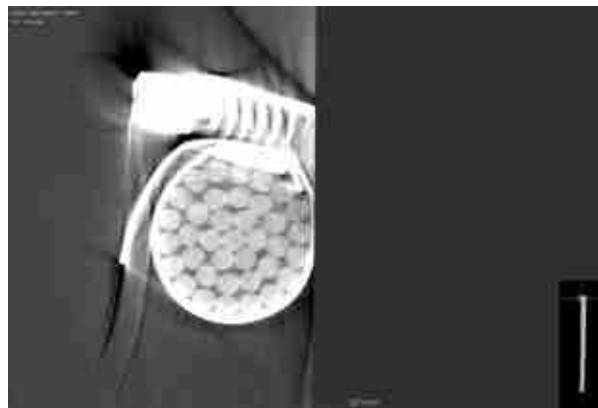
Az eddigi tapasztalatok alapján a következő módszert javasoljuk a mintavételre:

A dobon lévő vezetékre először két bilincset helyezünk 34 cm távolságra egymástól, majd a dob felé eső bilincstől 7 cm távolságra még egy bilincset helyezünk a dob felé. Ezután egy abrazív vágótárcsával kivágjuk a két külső bilincs mellett a 45 cm hosszú sodrat darabot úgy, hogy a dob felé eső végen 3 cm-re történjen a vágás a bilincstől, míg a távolabb eső felén 1 cm-re. Az abrazív tárcsás vágás előnye az ollóval történő vágáshoz képest, hogy a szálakra jelentősen kisebb erő hat, így csökkentve annak a lehetőségét, hogy azok elmozduljanak. Az abrazív vágótárcsa használatának hátránya, hogy képlékenyen alakítja a vágási felületen a huzal

szálakat és azok között egy kötést hozhat létre. Ez gátolja a huzalok elmozdulását a majd felszabadítandó sodrat végénél. Erre megoldásként kémiai maratást alkalmaztunk, 1 percre sósavas fürdőbe mártottuk a sodrat végét. A végeredményt mutatja a 56. ábra.



tökéletes képalkotás



bilincs környezetében fellépő műtermék

55. ábra Rögzítő bilincs okozta képalkotási zavar a H49 jelű sodrony CT szkennelése során



56. ábra Kémia maratással megtisztított sodrat vég és sodrat a CT kamrában

5.3.2 CT felvétel kényszerezett és felszabadított sodraton

A sodrat végei közül a két bilincsel rendelkezőt és 3 cm-rel túllógót fogjuk be a CT tárgyasztalába. Mivel összehasonlító vizsgálatot végzünk a sodratok kényszer alá helyezett kezdeti, majd felszabadított állapotai között, ezért rendkívül fontos, hogy a befogásnál ne történhessen elmozdulás. Mivel a befogott sodrat teljes hosszát kívánjuk szkennelni ezért a következőket kell figyelembe venni: olyan nagyítást kell alkalmaznunk, amivel a sodrat a teljes hossza mentén a CT látómezőjében marad horizontális irányban a helikális vagy dupla helikális szkennelés során. Ugyanakkor kellően részletes felbontásra is szükségünk van, melyet 100 μm voxel méretben maximalizáltunk, azaz csak az ettől kisebb voxel mérettel rendelkező felvételt tekintjük elfogadhatónak a képelemzésre. A szkennelési üzemmódok közül előnyben részesített a helikális üzemmód, de a kevésbé előnyös dupla helikális üzemmód is megoldás lehet. Utóbbi üzemmódra akkor adódhatna szükség, ha a sodrat dobra való csévélésből származó hosszirányú görbülete (csévélési rádiusz) miatt a sodrat köré írható befoglaló henger átmérője túl nagy lenne, és az elérhető nagyítás és felbontás ebből fakadóan kicsi. Eddigi kísérleteink során nem volt szükség a dupla helikális üzemmód alkalmazására. Az eddigi tapasztalatok alapján a CT szkennelés ideje helikális üzemmódban 3-4 óra az előzőekben említett feltételek és sodronygeometria esetén, azaz a teljes CT vizsgálat időigénye kényszerezett és felszabadított állapotra 6-8 óra, ami nem probléma típusesztelés, vagy problémás eset tisztázása során. Paraméterioptimalizálással a CT vizsgálat valószínűleg ettől jelentősen gyorsabb szkennelési idővel is működhet. Problémát jelenthet, ha a

sodrat a felszabadítás során túlzott mértékben szétnyílik, és nem fér bele a bontást megelőzően beállított látómezőbe, azonban ekkor a vizsgálat nem igényel számszerűsítést, az eredmény: nem megfelelő sodrat.

A szkennelés végeztével a mérés adott voxel méretének megfelelő metszettávolsággal, a Z tengelyre (a sodrat hossz tengelyével párhuzamos ideális esetben) merőleges metszeteket veszünk ki a referencia bilincstől a sodrat végig. A sodratok z irányú elmozdulását az XZ vagy YZ metszeteken olvassuk le, ezért ezen metszeteket is exportáljuk.

5.3.3 Képelemzés lépései Z és X-Y irányú metszeteken és a felmerült problémák példakkal

A képelemzésre szolgáló programot C++ nyelven fejlesztettük az OpenCV könyvtár eszközeinek használatával. Miután a komputertomográfias vizsgálat eredményeként megkapjuk a sodrat virtuális metszeteit egy három feladatból álló problémát kell megoldanunk ahhoz, hogy a kényszerített sodrat szerkezet felszabadítását követő elmozdulást kvantitatívan jellemezni tudjuk. A képelemzés lépéseinek folyamatábráját a 57. ábra szemlélteti.



57. ábra Képelemzés folyamatábrája

A sodrott szerkezet huzalokra való szegmentálására külön féle szegmentáló eljárásokat és algoritmusokat próbáltunk ki (Nyitás-Zárás, Level-set, Watershed), ezek közül a Watershed bizonyult a legalkalmasabbnak. A szegmentált képen címkezést és geometriai illesztést hajtunk végre. Mivel a sodrott szerkezet huzaljai Z metszeti képein körszerűek így körrel közelítjük (ez valóságban kissé ellipszoiddá torzulhat, de ez a hatás egyelőre nem jelentős és itt egyszerűsítéssel élünk), így megkapjuk a körök átmérőjét és középpontjainak koordinátáját, ami koordinátát a vizsgált huzal koordinátáinak feleltetünk meg. A szegmentálást megismételjük az összes vizsgálni kívánt Z metszeten. A szegmentálást a referencia bilincs metszeténél kezdjük (ehhez a CT felvételtől az exportálást úgy kell végrehajtani, hogy a nulla indexű fájl ide essen), és innen haladunk a sodrat végéig.

I. Feladat: Z metszeteken a huzalok keresztmetszeteinek és középpontjainak azonosítása, huzalkeresztmetszetek összerendezése a Z metszetek mentén

Így már csak azt a problémát kell megoldanunk az első feladat során, hogy az illesztett metszeteken a címkéket megfeleltessük a legelső metszeten kapott címkéknek. Az egyes

metszeteken a huzalok a sodrásból adódóan egymáshoz képest elfordulnak, illetve a feszültség relaxáció során el is mozdulnak.

Mivel a metszetek közötti távolság tulajdonképp a voxel méret, így a X-Y irányú elmozdulás két metszeten a szegmentált huzalok középpontjai közötti távolság rendkívül kicsi. Ezért teljes bizonyossággal megtehetjük azt, hogy két szomszédos metszetet egy tartalmazási relációval összevetjük. Amelyik huzalok a legnagyobb egyezést mutatják az előző metszet huzaljaival, azokat azonosnak tekintjük és újra címkézzük. Ezután az összes metszet kapott x-y koordinátáit és d értékeiket huzalonként oszlopba rendezve, mm-re skálázva exportáljuk.

Ezen pont végén meg kell említenem, hogy a szegmentálás sikeressége egy adott metszeten egyáltalán nem garantált, vannak metszetek, amelyekeken egy-egy huzalt eltéveszt. Azért, hogy nekünk a végeredményként kapott adatsorban ne legyenek olyan esetek (metszetek), ahol hiányos az adatsor, az algoritmus automatikusan kiszelektálja azokat, illetve ahol a 2 metszet közti huzalkoordináták egy küszöbértéknél nagyobbak, ezzel védekezve a tévesztett eredményekkel szemben. A sikertelen/tévesztett szegmentálásra mutat példát a **58. ábra**. Ez a probléma egyelőre a módszer validálását nem akadályozza, de a jövőben orvosolni kívánjuk és fejleszteni a szegmentálás algoritmusát.



központi huzal indexelésének tévesztése



bilincs okozta rossz minőségű szkennelt kép eredménytelen indexelése

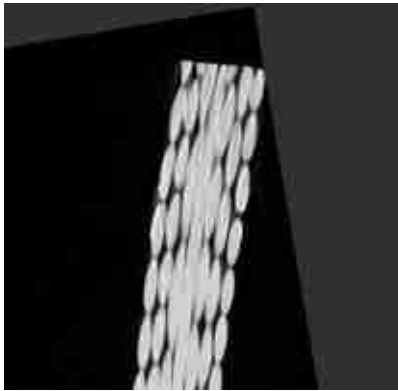
58. ábra Szegmentálási és illesztési hibák a H49 kezdeti mintán

II. Feladat: X és/vagy Y metszeten a huzalok Z elmozdulásának mérése a középső szálhoz viszonyítva

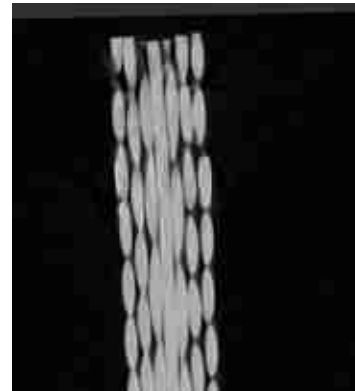
A huzalok Z irányú elmozdulását elviekben a Z metszeten is meg lehetne határozni, amennyiben az automatizált szegmentálás nem hibázna, de egyelőre ez még nem adott. Így ezt a feladatot manuálisan oldottam meg. A XZ metszeti képeken GIMP [160] képszerkesztő program segítségével meghatároztam az átlagos, legnagyobb és legkisebb eltérést a középső szál pozíciójához viszonyítva. Az XZ metszeti képeken történő méréséről példát a **59. ábra** mutat. Jól látható, hogy a felszabadítást követően az S49 jelű sodrat szálainak elmozdulása nagyobb értékű, mint a H49 jelű sodraté.

III. Feladat: Kényszerített és felszabadított sodratok metszeteinek összerendezése, térbeli elmozdulás számítása

A szálak középpontjának xy koordinátáit tartalmazó adatsort további adatrendezésnek és műveleteknek szükséges alávetni. Ilyen művelet például az, hogy az eredeti képi koordinátából (a kép bal felső pixele az origó) a középső szál középpontjába transzformáljuk az origót a metszeten. Ennek a műveletnek látjuk grafikus végeredményét a H49 sodrony 0. sorszámú metszetére bontás előtt és után a **60. ábrán**. A 0. sorszámú metszet a felszabadítási ponttól elég messze van ezért az elmozdulások jellemzően kicsik.



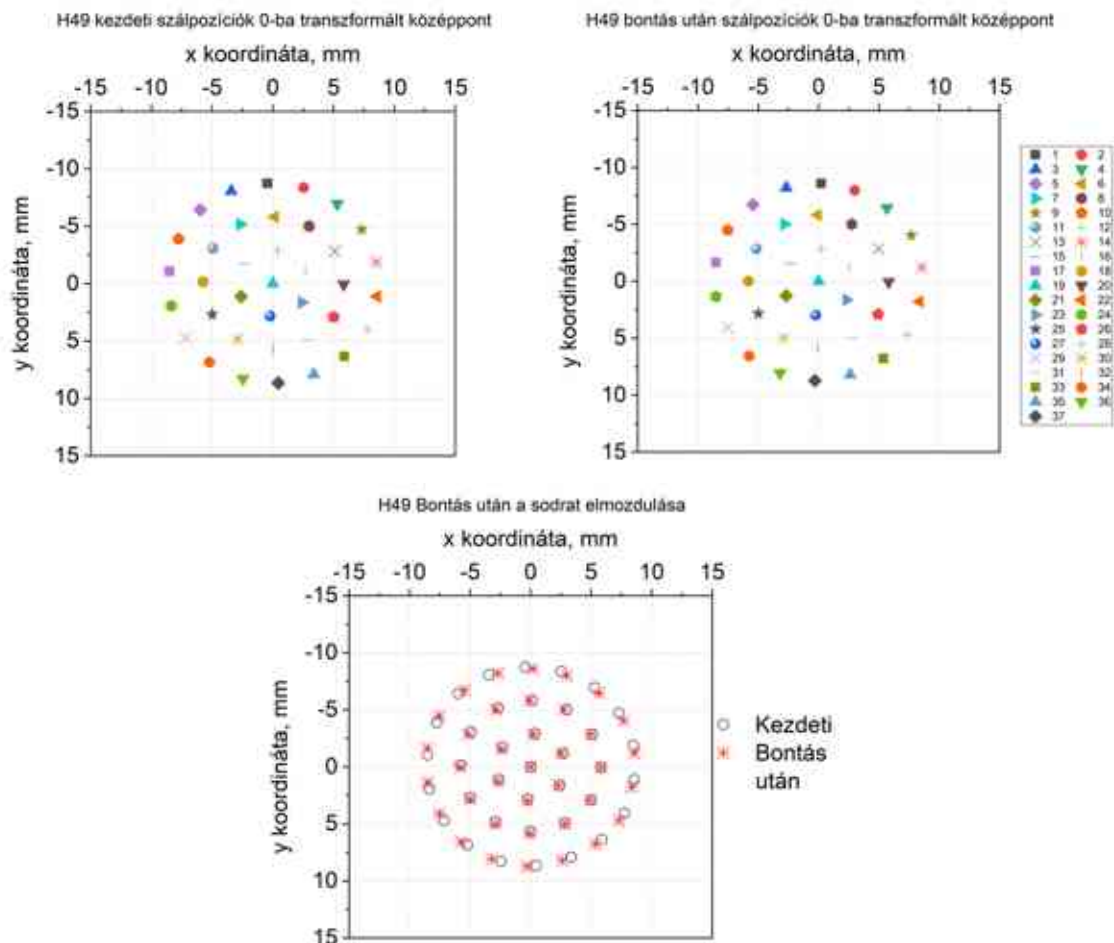
H49 jelű sodrony



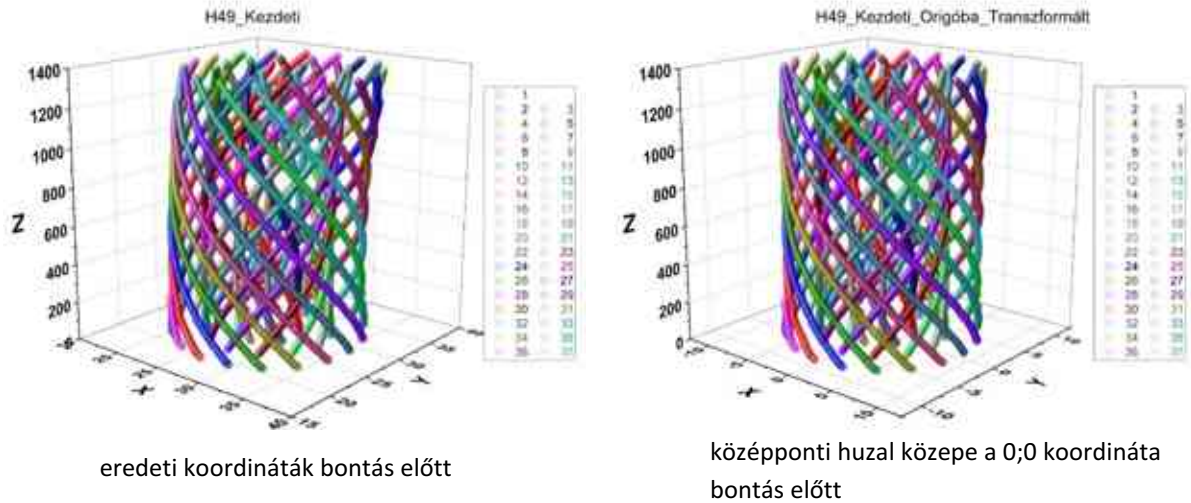
S47 jelű sodrony

59. ábra Sodronyok XZ metszeti képeinek részletén látható Z tengely irányú elmozdulás különbség a H49 és az S47 sodronyok között a felszabadítást követően.

Ha ezt valamennyi metszeten elvégezzük akkor nem csak azt érzük el, hogy a kezdeti és bontott állapotnak közös lesz az origója, hanem azt is, hogy a csévélési rádiusz hatását megszüntetjük adatsorunkon, ahogyan ezt a 61. ábra is mutatja. Az eredeti koordináták szerint a sodrat jobbra hajlik, míg a transzformálás után a huzal egyenes.



60. ábra A H49 jelű sodrony 0 sorszámú z metszetén indexelt szálak (központi szál az origó) bontás előtt és után, valamint a két állapot összerajzolva



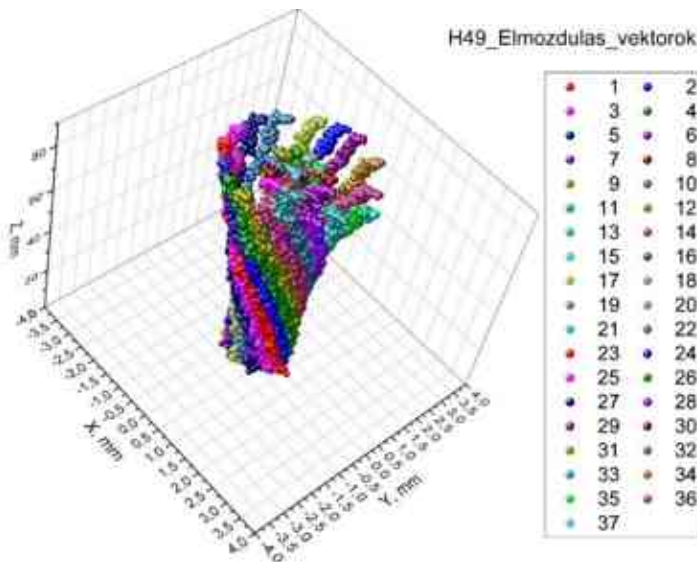
eredeti koordináták bontás előtt középponti húzal közepe a 0;0 koordináta bontás előtt

eredeti koordináták bontás előtt középponti húzal közepe a 0;0 koordináta bontás előtt

61. ábra H 49 jelű sodrat húzaljainak koordinátái 3 dimenzióban

5.3.4 Kvantitatív elmozdulás mező meghatározása

Mivel az első indexeket a szoftver véletlenszerűen osztja ki, ezért a bontás előtti és utáni párok megfeleltetéséhez manuálisan ellenőrizni és korrigálni kell az adatmezők oszlopainak indexét a kényszerített (kezdeti) és bontott állapotban, hogy azok a későbbi elmozdulás vektorszámításhoz azonosak legyenek. Ezt jelenleg a nulla indexű metszeten a koordináták manuális összehasonlításával végeztem, figyelembe véve, hogy a felszabadításkor a húzalok a sodrás irányával ellentétes irányba mozdulva relaxálódnak. Ez a jelenség látható a 60. ábrán. A párosított szálak azonos jelölővel szerepelnek.



62. ábra H49 jelű sodrat elmozdulás mezője- a 37 db szál közepének elmozdulása x, y irányokba

A korábban felsorolt problémák miatt számos metszeten nincs adatunk. A szegmentálás magától értetődő módon nem feltétlen ugyan azon a metszeten téveszt a kezdeti és bontott állapot esetében, így a kezdeti és bontás utáni adatmátrix soronként nem megfeleltethető. Ezért a következő ellenőrző művelet, hogy a kezdeti és bontott adatmezők sorait (metszetek indexe) összekell vetni és csak az azonos indexű adatpontokból megalkotni a két adatmező közös metszetét. Erre azért van szükség, mert csak az azonos indexű elemekkel végezhető művelet. Ezek után a bontott-kezdeti adatsor koordinátáinak

különbségéből képezhető az az elmozdulás vektor halmaz, ami a húzalok x-y irányú elmozdulását írják le metszetről metszetre. Ahhoz, hogy végül megkapjuk a sodrat vizsgált szakaszának a hosszát, a metszetindexet egyszerűen megszorozzuk a Z metszetek távolságával. Ezen a ponton előállt az elmozdulások kvantitatív leírása. Az x-y elmozdulás mezőt a 62. ábra mutatja a H49 jelű sodratra. Ezen elmozdulás mező a bemenő paraméter a végeselemes modellbe. A folyamatok jobb megértése érdekében a szegmentált CT képeket, és a képelemzéssel előállított képeket Shotcut

programmal [161] összefűztem és videófájlokat készítettem belőlük. A webcímeiket a 4. táblázat tartalmazza.

4. táblázat A vizsgált sodratok eredményeiről készült video fájlok elérhetősége

CT Z irányú metszetek	
H49 sodrat kezdeti	https://youtu.be/RI6XMgsoJTE
H49 sodrat bontás után	https://youtu.be/iAifw_OJL2I
S47 sodrat kezdeti	https://youtu.be/8d6uk8clgGM
S47 sodrat bontás után	https://youtu.be/n9HbvUQScSI
Szegmentált képek	
H49 sodrat kezdeti	https://youtu.be/Gv-p6ZWKVNE
H49 sodrat bontás után	https://youtu.be/yc7GldtV_Pc
S47 sodrat kezdeti	https://youtu.be/MvYdGxYj3Sc
S47 sodrat bontás után	https://youtu.be/RZcMJJa3xTLU
CT XY irányú metszetek	
H49 sodrat kezdeti	https://youtu.be/0gy3cs_Clg8
H49 sodrat bontás után	https://youtu.be/b2-dtApXCqk
S47 sodrat kezdeti	https://youtu.be/RrOZPXjQZkQ
S47 sodrat bontás után	https://youtu.be/cw7Pgl2BbvW

5.3.5 Az ikermodell

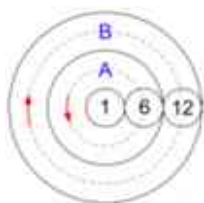
Az ikermodellünk leegyszerűsítve a következőképp működik: Előállítjuk a vizsgált sodrat ideális, digitális mását, ami mentes minden olyan technológiai feszültségtől, ami nem a sodrás periódusára vezethető vissza. Ezzel első lépésben megkapjuk a kényszer alatt lévő vezeték ideális gyártástechnológiával előállított feszültség állapotát. Ebbe az idealizált modellbe a vezeték valóságos viselkedését az elmozdulás mezőn keresztül visszük be, amit a CT felvételekből képelemzés segítségével állítunk elő. Ebből az elmozdulás mezőből megállapítjuk, hogy milyen mértékű tangenciális és radiális elmozdulást produkálnak az egyes szálak a vezeték egyik végének felszabadítása során. A belső (A) és külső (B) rétegben kiszámítjuk a szálak elmozdulásának átlagát. Ezt követően a vezeték ikermodelljét elkezdjük visszacsavarni ezekre az elmozdulási értékekre.

Ekkor az ideális modellben a pusztán a geometriai okokból kialakult feszültségek leépülnek. Azonban az esetek többségében a feszültségek minimumához tartozó ponton túl kell csavarni a modellt ahhoz, hogy a valós vezetékeken tapasztalt elmozdulást kapjuk az idealizált vezetékünkön is. Ekkor a redukált feszültségek ismét nőnek a modellben. Ez az ideálistól eltérő feszültség többlet, arányos lesz a valós huzalokban lévő maradó feszültséggel. Ez az az érték, amit a technológiai lépésekkel nem tervezett módon vittünk a vezetékekbe. Ez a maradó feszültség hatással lesz arra, hogy a vezeték rétegei a terhelés hatására elkezdenek-e forogni, illetve, hogy az ide vonatkozó szabványban megfogalmazott „innertness” feltételnek mennyire fog a vezeték eleget tenni, és semleges módon viselkedni szerelés közben. A módszert részletes ismertetését a következő fejezetben egy gyakorlati példán keresztül mutatom be.

5.3.6 Módszer gyakorlati alkalmazása

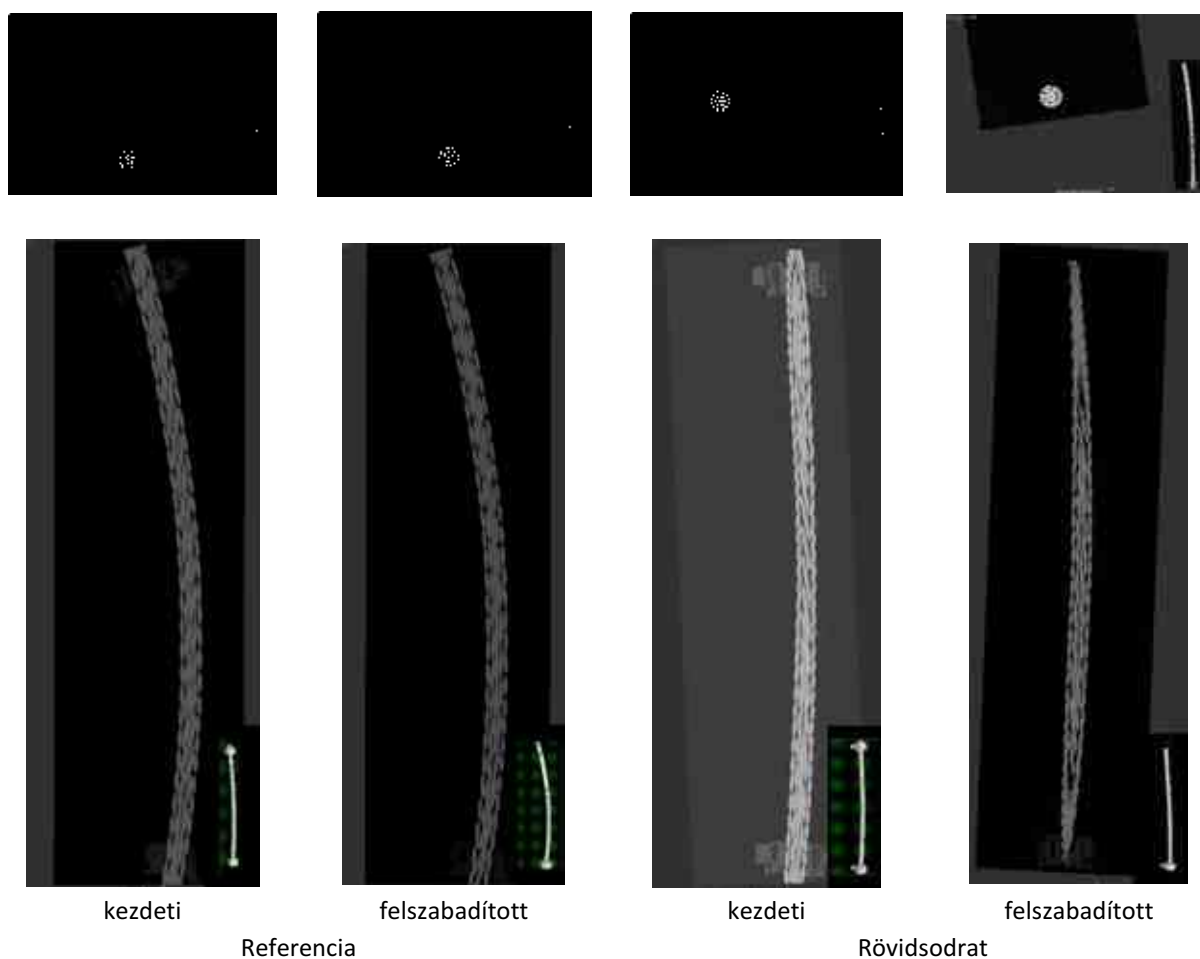
Ebben a fejezetben egy konkrét példán, egy szokványosan gyártott „Referencia” és attól rövidebb sodratperiódusú „Rövidsodrat” jelű vezetéken mutatom be az ikermodell működését. A vizsgált vezetékek, keresztmetszetű 2 rétegű szerkezetek (magszál+6+12 huzal), a huzalok vastagsága 2.52 mm. Az „A” jelű belső balmenetű, a külső „B” jelű pedig jobb menetű. Ezen sodratok periódusait az 5. táblázat tartalmazza.

5. táblázat A referencia, szabványos sodrat periódus hossza és az attól rövidebb kísérleti vezetéksodrony sodrat periódus hossza a belső (A) és külső (B) rétegekben

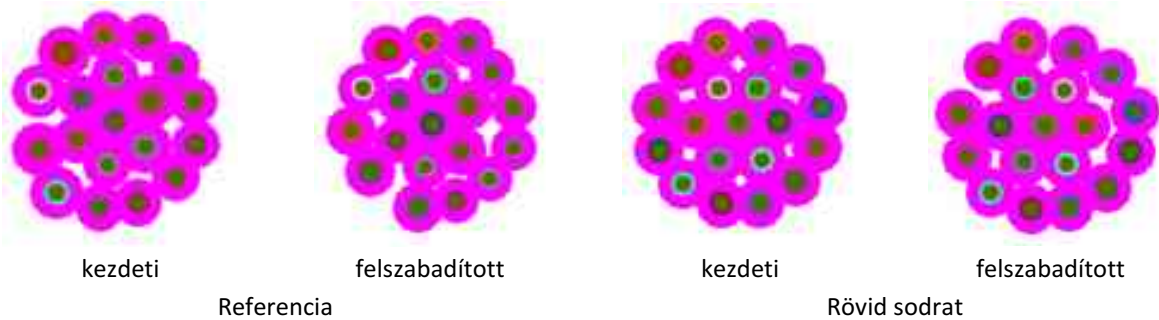


Réteg	Referencia sodrat periódus	Rövid sodrat periódus
A (1+6)	108 mm	105 mm
B (12)	146 mm	107 mm

A CT felvételeket a 63. ábra mutatja a kezdeti (kényszer alatti) illetve az egyik végén történő felszabadítás után. A hosszmetzeti felvételeken jól látszik mindkét vezeték esetében, a felszabadítás előtti és utáni állapotokat összevetve, hogy az A és B réteg mozgása között nincs nagy különbség. A keresztmetszeteken látható a szálak tangenciális és radiális elmozdulása a felszabadítás hatására. Teljesen egyértelmű, hogy a változás számszerűsítéséhez a CT felvételek önmagukban nem elegendőek. A szegmentálást 366 metszeten végeztük el a vezeték 380 mm-es effektív hossza mentén. A huzalok CT felvételeiből készült szegmentálás eredményeit mutatja példaként a 366. metszetre a 64. ábra.

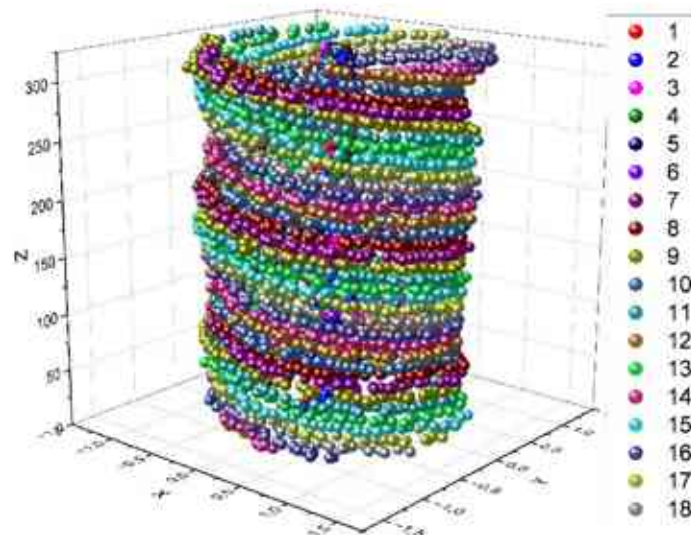


63. ábra Az új geometriájú vezetékekről készült hosszmetzeti CT felvételek. A keresztmetszetek a 366. metszetről készültek



64. ábra Az új geometriájú vezetékekről készült keresztmetszeti CT felvételek szegmentálási eredményei a 366. metszeten

Az egyes metszeteken meghatároztuk minden egyes szál tangenciális és radiális elmozdulását az előző fejezetben ismertetett módon. Az így kapott koordinátákat a rövid sodratra példaként az 65. ábra mutatja. Az ilyen módon meghatározott elmozdulás mezőt, mint bemenő paramétert használja a végesesleges ikermodell.



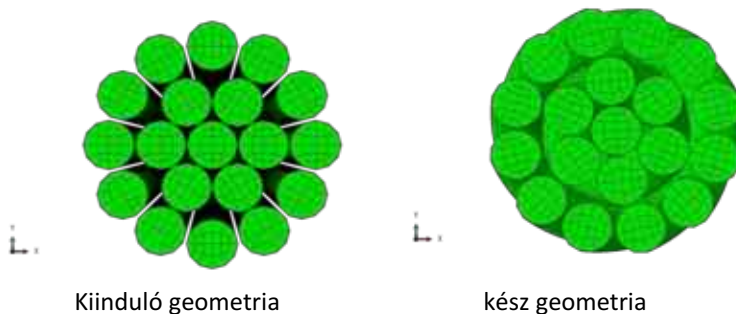
65. ábra A képelemzésből meghatározott radiális és tangenciális elmozdulás mező megjelenítése a „Rövidsodratú” mintára”

A dinamikai feladat mérete, jellege és jellemzői miatt a szimuláció kivitelezéséhez az Abaqus kereskedelmi, ipari standard szoftvert használtuk. A modell és a szimulációt Dr. Baksa Attila és Dr. Kiss László Péter készítette a Műszaki Mechanikai Intézetből. A numerikus modellezés során idealizált körülményeket vettünk alapul, vagyis eltekintettünk az alapanyagban lévő kezdeti feszültségektől, anyaghibáktól, valamint a nem tervezett, ideális gyártási paraméterektől való eltéréstől.

A szimulációk során alkalmazott elemtípus C3D8R, ami egy háromdimenziós, nyolc csomópontú lineáris hexaéder elemet jelent. A hexaéder élei egyenesek, a közelítő függvények lineárisok. Az elem megnevezésében az R (redukált) betű arra utal, hogy az elem belsejében egy integrációs pont található (szemben a normál elemnél előforduló 8-cal). A csomópontokban értelmezett elmozdulásokkal ellentétben, ebben az integrációs pontban kerülnek kiszámításra a feszültségek numerikusan, majd extrapolációval az elem további részén közelíti a mezőket a szoftver. Mivel relatíve kis méretű elemeket alkalmaztunk, ez a megközelítés kedvezően hat a számítási időre nézve anélkül, hogy a számítás pontossága számottevően romlana.

A huzalok kezdetben egyenes középvonalúak. A szerkezet anyaga homogén alumínium, melynek viselkedését bilineáris (lineárisan rugalmas, lineárisan keményedő) karakterisztikával modelleztük. A rugalmassági modulus $E=68\,900$ MPa, a Poisson tényező $\nu=0,33$, a folyáshatár értéke pedig $\sigma_F=276$ MPa. A maradó nyúlás $\varepsilon_M=0,22$ nagyságú, a $\sigma_M=310$ MPa értékű feszültségnél. Az anyag sűrűsége $\rho=2700$ kg/m³.

A sodratszerkezet virtuális „gyártásának” és felszabadítás utáni viselkedésének szimulációja három lépésben, dinamikai modellezéssel történt. Az első kettő lépésben a rétegek (A, B,) egyenkénti sodrását jelenti, a harmadik pedig a felszabadítást követő visszarugózást hivatott kezelni. A sodratszerkezet felépítéséhez először a belső réteget sodorjuk a maghuzalra -csakúgy, mint a gyártás során- még hozzá az ezt alkotó 6 darab huzal szabad végét együtt, kinematikai előírás alapján vezérelve, egy adott tengelyirányú elfordulás értékkel, ami az **5. táblázatban** megadott sodrathossz eredményezi. A sodratok másik végét befalaztuk, hogy ne tudjanak az anyagi pontok elmozdulni. Ezután, külön lépésben hasonlóan járunk el a B réteggel.

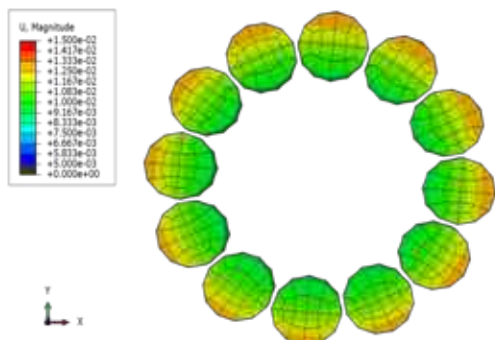


66. ábra A sodratszerkezet virtuális „gyártása”. A kiinduló geometriában a szálak egyenes középvonallúak, míg a kész geometriában a megfelelő sodrat periódusra vannak sodorva

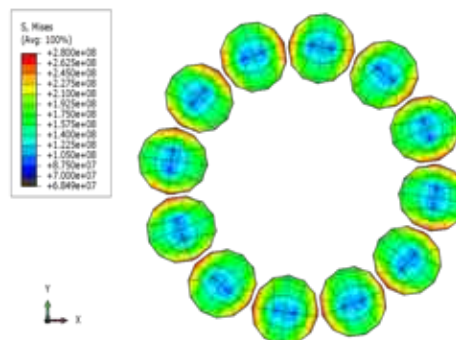
A kiinduló kezdeti konfigurációt, majd a végeredményt a **66. ábra** szemlélteti. A feladat jellegéből adódóan a szomszédos rétegek és huzalok egymással érintkezésben vannak. A valós viszonyoknak megfelelően a huzalok érintkezésekor nemcsak normál irányú erők adódnak át, hanem a súrlódás miatt tangenciális erők is, ehhez $\mu=0,1$ értékű súrlódási tényezővel számoltunk. Mivel számos test érintkezéséről van szó,

a szoftverben az általános érintkezést és büntetőparaméteres megoldási technikát választottunk. A harmadik, utolsó lépésben a korábbi, elfordulást okozó kinematikai előírásokat megszüntettük, mivel a sodratszerkezet felszabadításakor a felszabadított keresztmetszetenél a radiális szétnyúlás mellett egy tangenciális visszacsavarodás is megfigyelhető. Ez annak tudható be, hogy a korábban felhalmozódott rugalmas alakváltozási energia egy része felszabadul, mozgási energiává válik, s létrejön egy új egyensúlyi helyzet. A súrlódás, valamint maradó alakváltozások által felhasznált energia egy része hővé vált. A visszacsavarodást a CT vizsgálattal meghatározott elmozdulás mező alapján működtetjük.

A **67. ábra** és a **68. ábra** a vezeték visszacsavarása, relaxációja utáni állapotot mutatja. Sorban a külső „A” réteg elmozdulásának az állapotát, és az ahhoz tartozó redukált feszültséget. A **6. táblázat** tartalmazza a CT-vel meghatározott, relaxált állapotra való visszacsavarás mértékét százalékosan kifejezve, a teljes, vezetéket jellemző sodrat periódusra való csavarásra vonatkoztatva. A táblázat alapján a szabványos sodratperiódusú minta nagyobb mértékű visszacsavarást igényelt mint az attól eltérő, rövidebb sodrathosszú minta. Mind a referencia, mind az attól eltérő mintánál két esetet ragadtunk ki. Ennek az az oka, hogy a CT-vel meghatározott elmozdulások átlagához közelítettük a modellünket, és az átlaghoz legközelebb eső két huzal elmozdulásával végeztük el a számításokat.



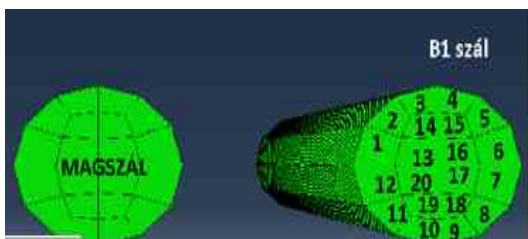
67. ábra A „B” réteg elmozdulás állapota a relaxáció végén



68. ábra A „B” réteg feszültség állapota a relaxáció végén, redukált feszültségek

6. táblázat A CT-vel meghatározott elmozdulás mezőből származtatott, visszacsavarás százalékosan kifejezve a vezetékek adott rétegének felépítéséhez szükséges teljes csavarásra vonatkoztatva.

	Túlcsvarás mértéke	
	A (belső réteg)	B (külső réteg)
Referencia sodrat		
átlagos elmozduláshoz képest	15 %	24 %
legközelebb eső két huzal	17 %	25 %
Rövid sodrat		
átlagos elmozduláshoz képest	11 %	12 %
legközelebb eső két huzal	10 %	11 %



69. ábra A magszálát felépítő háló, és az indexált elemek 1-től 20-ig.

A 69. ábra mutatja a vezetéket felépítő huzalok elemszámát, és azok indexét. Egy huzalon belül a számított redukált feszültség a különböző integrációs pontokon jelentősen eltérő lehet, mint azt a 7. táblázat és a 8. táblázat mutatja. Ezért, ha egy teljes huzalra szeretnénk egy redukált feszültség értéket meghatározni, akkor ezt ezen halmazból szükséges kiválasztanunk/képeznünk. Azzal a megoldással éltünk, hogy ez az érték a

20 integrációs pontnak az átlaga. Ezen értékeket a 9. táblázat foglalja össze.

Az eredmények alapján a szabványos sodratperiódusú minta nagyobb redukált feszültségeket mutat (116; 154; 106; 138) MPa, mint a rövidebb sodratperiódusú (65; 85; 75; 81 MPa). Az eredményre az a magyarázat, hogy a szabványos sodrathossz meghatározásakor nem csak a mechanikai feszültség semlegességére (inertness) optimalizáltak, hanem számos egyéb szempontnak kell megfelelni-e a sodratnak. Így a feszültség semlegesség tekintetében ugyan javult a szabványostól eltérő vezeték, de más tulajdonságait bizonyosan rontottuk, mint például a villamos ellenállást.

Ezzel megtaláltuk azt a jellemző paramétert, ami eltér a kétféle állapotú vezeték esetében és ami a szerelési problémát előre jelezheti. A következő lépésként nagyszámú sodraton végzett vizsgálati eredményekre alapozva a gyártó el tudja dönteni, hogy melyik az a paraméter (elmozdulás és redukált feszültség) küszöbérték, aminél a termék nem kiszállítható, vagy ami utólagos kezeléssel (például hőkezeléssel) javítható, és melyik az az állapot amikor a termék probléma mentesen szerelhető kell legyen.

Az általunk javasolt vizsgálati eljárás sikere csak a következő tényezőktől függ:

- ⊕ mintavételre vonatkozó műveleti utasítás betartása,
- ⊕ megfelelő felbontású CT felvétel.

Az így kapott eredmények a rendelkezésre álló képelemző szoftver használatával mélyebb informatikai ismeretek nélkül is kiértékelhetők, hisz a szoftver erre a feladatra lett célzottan kifejlesztve.

A VEM modellt egy adott geometriájú termékre egyszer kell elkészíteni. Rendszeres felhasználás esetén ez parametrizálhatóvá tehető és felhasználóbaráttá alakítható. Összességében a kutatás elérte eredményét, a CT vizsgálat egyre jobban elérhető az ipari szereplők számára is, a többi eleme a kidolgozott eljárásnak egy ipari laboratóriumba telepíthető, így a módszer a FUX Zrt. értékelése szerint is alkalmas ipari laboratóriumi vizsgálatra. Az elfogadási kritériumokat nagyszámú mérésorozaton lehet meghatározni a különböző termékekre a gyártó gazdaságossági szempontjait is figyelembe véve.

7. táblázat Szabványos vezetékben ABAQUS-szal számolt redukált feszültség, kényszer alatt (felszabadítás előtt), és felszabadítás után, két eltérő visszacsavarásra vonatkoztatva

felszabadítás előtt			felszabadítás után			felszabadítás után		
redukált feszültség, MPa			ha u_rad A & B = 0.103 & 0.261 mm			ha u_rad A & B = 0.063 & 0.202 mm		
int pont	A	B	int pont	A	B	int pont	A	B
1	275,61	277,12	1	124,22	206,41	1	106,30	180,94
2	275,14	276,22	2	131,73	224,66	2	112,67	197,40
3	275,73	276,02	3	139,38	200,60	3	120,29	173,05
4	274,65	270,62	4	144,89	187,08	4	125,74	160,47
5	277,10	278,92	5	157,82	185,22	5	139,14	158,63
6	279,04	279,07	6	143,37	195,14	6	125,17	170,05
7	279,02	280,00	7	140,00	216,08	7	121,59	190,67
8	276,36	281,04	8	146,26	235,64	8	126,70	208,41
9	278,55	279,92	9	144,90	217,19	9	125,43	189,44
10	277,05	277,21	10	147,12	207,39	10	127,86	181,54
11	275,25	278,49	11	154,73	184,57	11	135,88	158,07
12	276,47	278,48	12	134,98	187,68	12	117,24	162,66
13	266,88	275,88	13	117,32	104,17	13	123,45	113,54
14	255,74	276,10	14	54,32	59,43	14	55,78	53,86
15	270,35	263,10	15	33,17	38,42	15	34,77	31,34
16	276,52	274,79	16	112,88	110,16	16	120,00	117,51
17	277,79	277,90	17	108,90	88,24	17	116,19	98,12
18	274,88	279,18	18	29,37	52,15	18	31,00	38,73
19	276,21	273,88	19	36,41	79,60	19	34,04	74,41
20	265,60	253,13	20	117,84	90,05	20	124,48	97,95
Átlagos, MPa	274,20	275,35		116	154		106	138

8. táblázat Nem szabványos (rövidebb sodratperiódus) vezetékre ABAQUS-szal számolt redukált feszültség, kényszer alatt (felszabadítás előtt), és felszabadítás után, két eltérő visszacsavarásra vonatkoztatva

felszabadítás előtt redukált feszültség, MPa			felszabadítás után ha u_rad A & B = 0.0251 & 0.0346 mm			felszabadítás után ha u_rad A & B = 0.04842 & 0.067 mm		
int pont	A	B	int pont	A	B	int pont	A	B
1	245,37	276,66	1	11,76	54,15	1	32,36	63,98
2	249,89	273,38	2	14,63	65,50	2	33,49	76,31
3	255,61	274,46	3	37,53	32,90	3	54,26	44,17
4	255,06	272,79	4	7,34	81,88	4	47,02	74,22
5	251,59	279,44	5	30,73	29,35	5	64,30	25,15
6	246,20	276,91	6	17,42	39,59	6	52,45	43,30
7	242,25	276,41	7	6,39	58,96	7	43,87	68,40
8	248,70	276,14	8	9,49	72,51	8	42,09	81,70
9	254,02	271,91	9	13,25	48,34	9	36,45	55,86
10	257,91	269,91	10	11,66	81,17	10	41,73	69,06
11	252,28	277,23	11	19,40	33,27	11	54,80	12,95
12	246,68	277,92	12	19,03	40,65	12	46,14	40,41
13	256,51	276,64	13	173,45	164,93	13	159,18	162,89
14	259,25	276,82	14	114,66	104,95	14	93,21	98,34
15	262,51	248,01	15	98,17	104,49	15	72,15	97,61
16	265,38	272,42	16	164,30	169,91	16	148,31	154,35
17	261,86	276,83	17	165,57	148,43	17	150,05	138,65
18	260,47	273,68	18	106,07	74,78	18	80,12	58,23
19	256,15	270,44	19	101,23	150,61	19	77,74	127,14
20	262,28	229,52	20	173,64	141,19	20	158,37	126,34
Átlagos, MPa	254,50	271,38		65	85		75	81

9. táblázat Az átlagos redukált feszültség értékek a referencia és a rövid sodratra

Átlagos redukált feszültség, MPa					
felszabadítás előtt		felszabadítás után		felszabadítás után	
A	B	A	B	A	B
(belső réteg)	(külső réteg)	(belső réteg)	(külső réteg)	(belső réteg)	(külső réteg)
referencia sodrat					
274	275	116	154	106	138
rövid sodrat					
254	271	65	85	75	81

5.4 Negyedik Tézis

Komputer tomográfias vizsgálat és végesselemes szimuláción alapuló ikermodellre épülő vizsgálati eljárás alkalmas vezeték sodratok gyártás közben kialakuló feszültségállapotának a jellemzésére és ebből adódóan a szerelés közbeni viselkedésének az előrejelzésére. Az eljárás a következő lépésekből épül fel:



A tézishez kapcsolódó, a doktori cselekmény alatt megjelent/elhangzott publikációm/előadásom: [D10], [D12], [D13], [D22].

6 Összefoglalás

Az elmúlt 8 évben az ipari gyakorlatban előforduló fémalkatrészekben számos maradó feszültség vizsgálatot végeztem a Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetben és a 3DLaborban lévő központ nélküli diffraktométerekkel. Ezekre a vizsgálatokra az a jellemző, hogy annak ellenére, hogy a vizsgálat szabványosított, szinte minden mérés egyedi megoldást kíván. A vizsgálat jellegéből adódik, hogy érzékeny a fémtani hatásokra. A kutatómunkám vezérfonalát az adta, hogy ezekre a fémtani hatásokra ne, mint problémára, hanem mint többlet információra, lehetőségekre tekintsek. Célul tűztem ki, hogy olyan vizsgálati eljárásokat dolgozzak ki, mely elsődlegesen hasznosítja ezen diffraktométerek roncsolás mentes, vagy kvázi roncsolás mentes vizsgálati jellegét. A kutatás eredményeként született négy vizsgálati eljárás a négy tézis.

Az első, a robotkar által mozgatott központ nélküli diffraktométerre kidolgozott eljárás elsőként ad lehetőséget roncsolás mentes, teljes textúra jellemzésére, ODF meghatározására. Az eljárást hengerelt alumíniumon validáltam, és keresztghengerelt nióbiumon alkalmaztam.

A második eljárás különböző felületi fémtani hatások, felületkezelések kvázi roncsolásmentes jellemzésére szolgál. A módszer lényege, hogy mélységi maradó feszültség vizsgálat során, amikor az alkatrészt csak néhány mm² felületen roncsoljuk (kvázi roncsolásmentes eljárás), az interferencia függvény illesztéséből következtetni tudunk a dekarbonizáció, vagy annak ellenkezője a cementálás során megjelenő martenzittől eltérő szövetelemekre. Ezáltal pedig a dekarbonizációt, vagy a cementált kéreg vastagságát is meg tudjuk határozni. Karbonitridálás során a félértékszélesség adatainak változását is figyelembe véve elkülöníthető a vegyületi réteg és a diffúziós zóna. Sőt egy klasszikus roncsolásos vizsgálatot követően, ugyanazon típusú alkatrész és kezelés esetén az effektív kéregvastagság a szabványos eljárással egyenértékűen, de kvázi roncsolás mentesen is meghatározható.

A harmadik eljárás esetén az egy csúcs (interferencia függvény) illesztési paramétereinek vizsgálatából tudtam különböző fémtani hatásokat kimutatni. Legeredményesebben a Pseudo-Voigt függvény a_3 paraméterének változását elemezve tudtam olyan folyamatokat kimutatni, mint mechanikusan vagy termikusan indukált maradó feszültség kialakulása, vagy épp ellenkezőleg a feszültség termikusan vagy mechanikusan indukált relaxációja.

A negyedik vizsgálati eljárás kifejlesztését kooperatív ösztöndíj program támogatta és a FUX Zrt. felsővezeték sodronyainak szerelési problémája generálta. A maradó feszültség monitorozása nem vezetett eredményre, azonban az ikermodellen alapuló eljárás igen. Ebben az esetben kényszer alatt mintavételezett, majd felszabadított sodrony komputer tomográfias felvételeiből meghatározott elmozdulásmező és az azzal megfeleltetett végeselemes mechanikai modell eredményeként meghatározott redukált feszültség mérőszáma, kvantitatív módon jellemezni tudta a sodronyban lévő feszültségállapotot. Az így kidolgozott minősítő eljárás a FUX Zrt. szerint is alkalmas ipari laboratóriumi vizsgálatra.

Mind a négy eljárás olyan részletességgel kidolgozott és validált, hogy minimális gyakorlattal és a szükséges infrastruktúrával rendelkezők el tudják sajátítani és tudják alkalmazni.

7 Angol nyelvű összefoglaló/ Summary

For the last eight years, I have carried out multiple residual stress measurements on industrial components using centerless X-ray diffractometers at the Institute of Physical Metallurgy Metal-forming and Nanotechnology and the 3D Lab. One notable feature of these measurements is that, despite being standardised, most of the measurements differ. The test is sensitive to metallurgical effects. The main principle of my research was to view metallurgical effects as valuable information and a chance for advancement rather than as a problem. I aimed to create test procedures that would mainly take advantage of these diffractometers' non-destructive or quasi-destructive nature. The research yielded four claims and, consequently, four test procedures.

The first one is designed for a centerless diffractometer operated by a robotic arm and is the first to offer a non-destructive, comprehensive texture characterization, specifically the determination of the Orientation Distribution Function (ODF). The method has been validated for rolled aluminium and employed for cross-rolled niobium.

The second method is utilised for the quasi-non-destructive evaluation of different surface metallurgical effects and surface treatments. The main idea behind the technique is that, during a quasi-non-destructive residual stress depth measurement where the specimen is only damaged over a few mm² of surface area, we can determine whether martensite is present after the carburization or decarburization process by looking at how well the interference function fits. This also allows us to define the thickness of the decarburized or carburized layers. The compound layer and diffusion zone can be distinguished during carbonitriding by analysing the full width at half-maximum data. Following a classical destructive test, the effective case depth can be determined in a quasi-destructive manner similar to the standard procedure for the same component type and treatment.

For the third approach, I identified various metallurgical impacts by analysing the fitting parameters of a single peak (interference function). By analysing the variation of the a_3 parameter of the Pseudo-Voigt function, I successfully detected processes like the formation of mechanically or thermally induced residual stresses or stress relaxation induced by thermal or mechanical processes.

The fourth test method was developed with the support of the Cooperative Doctoral Programme to address the installation issue of overhead cables. The residual stress monitoring method was unsuccessful, while the twin model-based method was conclusive. The stress state in the cable can be quantitatively determined by analysing the displacement field obtained from computed tomography images of the constrained and released sample, along with the reduced stress volume calculated from a finite element mechanical model. FUX Zrt states that the developed qualification procedure is also appropriate for laboratory tests.

All four procedures have been created and confirmed to a level of complexity that can be learned and utilised by individuals with limited experience and the required infrastructure.

8 Köszönetnyilvánítás

A szerteágazó kutatómunkámat nagyon sokan segítették. Először témavezetőmnek, Dr. Mertinger Valériának szeretnék köszönetet mondani, aki tudományos diákköri tevékenységem kezdete óta támogatja a kutatói pályámat. Köszönöm, hogy lehetőségem volt számos külföldi konferencián részt vennem, ahol olyan szakmai közösségekkel ismerkedhettem meg, amelyek lehetőséget adtak a PhD kutatáson túli, új kihívásoknak is.

Dr. Barkóczy Péternek és a FUX Zrt.-nek köszönöm, a kooperatív ösztöndíj nyújtotta lehetőséget.

A Fémtni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet teljes kollektívájának hálás vagyok, hogy a kutatáshoz biztosította azt a kivételes infrastrukturális és kollegiális háttérrel, mely már nagyon korán vonzóvá tette számomra a kutatói pályát. Kiemelném Dr. Benke Mártont a szabadalom összeállításában való közreműködéséért.

Az első tézis kapcsán szeretném még kiemelni Dr. Tóth Mária (Totyi)[†] szerepét, aki a Seuso kincsek vizsgálata közbeni hosszú beszélgetések között vetette fel a roncsolásmentes textúra vizsgálat lehetőségét, és akinek ötletére alapoztuk a szabadalmat és az egész eljárás kidolgozását. Köszönet a CERN-ből Dr. Adria Gallifa Terricabrasnak a nióbbium alakíthatósági projektért, mely projekt igazolta az eljárás létjogosultságát. A metzi kollégáknak, elsősorban Dr. Tóth S. Lászlónak és Dr. Olivier Perroudnek a hagyományos textúra mérésekben, és Dr. Jan-Jacques Fundenbergernek és Dr. Benoit Beausirnak az ATEX szoftver alkalmazásához nyújtott segítségét köszönöm.

A második, harmadik tézisek megszületése azon hallgatók közreműködésével valósult meg akiknek konzulense voltam, és akik lelkiismeretesen elvégezték a rájuk bízott feladatokat (Szobota Péter, Cser Rita, Hussein M Abduljaleel), lelkesedésük engem is inspirált. Az ipari partnerek közül Széll Attilának és TS Magyarország Kft.-nek, valamint a KV63 Hőkezelő Kft.-nek köszönöm a próbatestek előállításában nyújtott segítséget.

A negyedik tézishez kapcsolódó eljárás Dr. Baksa Attila és Dr. Kiss László Péter (Műszaki Mechanikai Intézet) VEM számításai és Bubonyi Tamás CT vizsgálatai nélkül nem tudott volna elkészülni.

A disszertáció AZ INNOVÁCIÓS ÉS TECHNOLÓGIAI MINISZTERIUM KOOPERATÍV DOKTORI PROGRAM DOKTORI HALLGATÓI ÖSZTÖNDÍJ PROGRAMJÁNAK A NEMZETI KUTATÁSI, FEJLESZTÉSI ÉS INNOVÁCIÓS ALAPBÓL FINANSZÍROZOTT SZAKMAI TÁMOGATÁSÁVAL KÉSZÜLT.



A támogató projektek közül szeretném még megemlíteni az Új Nemzeti Kiválósági Programot, az ERASMUS mobilitási programot és az OTKÁ-t.

Végül, de nem utolsó sorban családomnak szeretnék köszönetet mondani, akik kutatási munkám sikerében mindig támogattak.

9 Eredmények hasznosulása

A kutatómunka teljes egésze hangsúlyosan gyakorlatorientált. Az első három tézis a központ nélküli diffraktométerek alkalmazásának a kiterjesztéséről szól. Elsőként sikerült egy olyan módszert kidolgozni mely roncsolásmentes, röntgendiffrakción alapuló, teljes textúra vizsgálatot tesz lehetővé az ODF szintézis is beleértve. A szükséges eszköz a piacon megvásárolható és a mérési leírásunk által, aki ilyen eszközzel rendelkezik, már el tudja ezeket a vizsgálatokat végezni. Roncsolásmentes textúra vizsgálatnak az archeometriában és a jelentős értéket képviselő kész alkatrészeken vagy alapanyagokon van relevanciája.

Hőkezelt (dekarbonizálódott, cementált, karbonitridált alkatrészek maradó feszültség vizsgálata napi rutin. A 2-3 tézissel olyan lehetőségekre hívjuk fel a figyelmet, amely az ilyen vizsgálatot végzők esetében már ma is rendelkezésre áll, csak egyszerűen nem foglalkoztak vele. Ezek a plusz információk, mint cementált kéregvastagság, vegyületi réteg diffúziós zóna vastagsága stb., a leírásunk alapján kvázi roncsolásmentesen is meghatározhatók, vagyis a gyártási ellenőrzés sokkal gyorsabb és kevesebb selejtet eredményez.

Az utolsó, kooperatív doktori programmal támogatott tézis pedig az ipari partner problémájának a megoldására született. Kellően nagyszámú sodrat vizsgálata után a FUX Zrt. meg tudja határozni azokat azt a küszöbértékeket, amelyek számára biztosítják a kiváló minőséget, vagy a leselejtezés szükségességét.

10 Irodalmi hivatkozás

- [1] P. Bárczy és E. Fuchs, *Metallográfia I.* Budapest: Tankönyvkiadó, 1981.
- [2] P. J. Withers és H. K. D. H. Bhadeshia, „Residual stress. Part 1 – Measurement techniques”, *Materials Science and Technology*, köt. 17, sz. 4, o. 355–365, ápr. 2001, doi: 10.1179/026708301101509980.
- [3] A. D. Krawitz, *Introduction to diffraction in materials, science, and engineering.* New York: John Wiley, 2001.
- [4] M. Sepsi, „Teljes pólusábra meghatározására alkalmas mérési módszer kidolgozása központ nélküli röntgendiffraktométerekre”, Miskolc, 2016.
- [5] M. Sepsi, D. Cseh, Á. Filep, M. Benke, és V. Mertinger, „Innovation Methods for Residual Stress Determination for the Automotive Industry”, in *Vehicle and Automotive Engineering*, K. Jármái és B. Bolló, Szerk., in *Lecture Notes in Mechanical Engineering.*, Cham: Springer International Publishing, 2017, o. 483–497. doi: 10.1007/978-3-319-51189-4_41.
- [6] W. A. Rachinger, „A Correction for the $1/2$ Doublet in the Measurement of Widths of X-ray Diffraction Lines”, *J. Sci. Instrum.*, köt. 25, sz. 7, o. 254–255, júl. 1948, doi: 10.1088/0950-7671/25/7/125.
- [7] R. W. Cahn, „Deformation and Recrystallization Textures in Metals and Quartz”, *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, köt. 288, sz. 1350, o. 159–176, 1978.
- [8] M. Arminjon és B. Bacroix, „On plastic potentials for anisotropic metals and their derivation from the texture function”, *Acta Mechanica*, köt. 88, sz. 3–4, o. 219–243, szept. 1991, doi: 10.1007/BF01177098.
- [9] S. Chikazumi, K. Suzuki, és H. Iwata, „Studies on the Magnetic Anisotropy Induced by Cold Rolling of Ferromagnetic Crystal (I) Iron-Nickel Alloys”, *J. Phys. Soc. Jpn.*, köt. 12, sz. 11, o. 1259–1276, nov. 1957, doi: 10.1143/JPSJ.12.1259.
- [10] M. Z. Salih, B. Weidenfeller, N. Al-hamdany, H.-G. Brokmeier, és W. M. Gan, „Magnetic properties and crystallographic textures of Fe 2.6% Si after 90% cold rolling plus different annealing”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, köt. 354, o. 105–111, márc. 2014, doi: 10.1016/j.jmmm.2013.10.051.
- [11] M. Amirnejad, M. Rajabi, és R. Jamaati, „In Vitro Corrosion Anisotropy Assessment of Ti6Al4V Bimodal Microstructure due to Crystallographic Texture”, *Metall Mater Trans A*, köt. 52, sz. 7, o. 2859–2872, júl. 2021, doi: 10.1007/s11661-021-06278-6.
- [12] M. I. Khan és *mtsai.*, „The Defining Role of Plastic Deformation on Resistance to Aqueous Corrosion of Interstitial Free Steel”, *Metall Mater Trans A*, köt. 52, sz. 10, o. 4597–4608, okt. 2021, doi: 10.1007/s11661-021-06412-4.
- [13] O. Engler, J. Aegerter, és D. Calmer, „Control of texture and earing in aluminium alloy AA 8011A-H14 closure stock”, *Materials Science and Engineering: A*, köt. 775, o. 138965, febr. 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.138965.
- [14] G. J. Davies, D. J. Goodwill, és J. S. Kallend, „Earing in Deep-Drawing Steels”, *Texture*, köt. 1, sz. 3, o. 173–182, jan. 1974, doi: 10.1155/TSM.1.173.
- [15] Jurij D. S., „MTA Doktori értekezés tézisei”, o. 16.
- [16] M. Benke, „Prediction of Earing of Aluminium Sheets from $\{111\}$ Pole Figures”, *Crystallogr. Rep.*, köt. 65, sz. 6, o. 980–984, nov. 2020, doi: 10.1134/S1063774520060061.
- [17] O. Engler, N. Mertens, és P. van Dam, „Texture-based design of a convoluted cut-edge for earing-free beverage cans”, *Journal of Materials Processing Technology*, köt. 211, sz. 7, o. 1278–1284, júl. 2011, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.02.011.
- [18] Z. Zhao, W. Mao, F. Roters, és D. Raabe, „A texture optimization study for minimum earing in aluminium by use of a texture component crystal plasticity finite element method”, *Acta Materialia*, köt. 52, sz. 4, o. 1003–1012, febr. 2004, doi: 10.1016/j.actamat.2003.03.001.
- [19] I. J. Beyerlein és L. S. Tóth, „Texture evolution in equal-channel angular extrusion”, *Progress in Materials Science*, köt. 54, sz. 4, o. 427–510, jún. 2009, doi: 10.1016/j.pmatsci.2009.01.001.
- [20] A. Hasani, M. Sepsi, S. Feyzi, és L. S. Toth, „Deformation field and texture analysis in T-ECAP using a flow function”, *Materials Characterization*, köt. 173, o. 110912, márc. 2021, doi: 10.1016/j.matchar.2021.110912.

- [21] H. R. Z. Sandim és mtsai., „Texture Evolution as Determined by In situ Neutron Diffraction During Annealing of Iron Deformed by Equal Channel Angular Pressing”, *Metall and Mat Trans A*, köt. 45, sz. 10, o. 4235–4246, szept. 2014, doi: 10.1007/s11661-014-2401-3.
- [22] G. Artioli, „Crystallographic texture analysis of archaeological metals: interpretation of manufacturing techniques”, *Appl. Phys. A*, köt. 89, sz. 4, Art. sz. 4, okt. 2007, doi: 10.1007/s00339-007-4215-2.
- [23] A. Bhattacharjee, A. L. Pilchak, O. I. Lobkis, J. W. Foltz, S. I. Rokhlin, és J. C. Williams, „Correlating Ultrasonic Attenuation and Microtexture in a Near-Alpha Titanium Alloy”, *Metall and Mat Trans A*, köt. 42, sz. 8, o. 2358–2372, aug. 2011, doi: 10.1007/s11661-011-0619-x.
- [24] C. L. Davis, M. Strangwood, M. Potter, S. Dixon, és P. F. Morris, „Prediction of Elastic Modulus + Anisotropy Using X-Ray and Electron Backscattered Diffraction Texture Quantification and Ultrasonic (Electromagnetic Acoustic Transducer) Measurements in Aluminum Sheets”, *Metall and Mat Trans A*, köt. 39, sz. 3, o. 679–687, márc. 2008, doi: 10.1007/s11661-007-9439-4.
- [25] A. L. Pilchak, J. Li, és S. I. Rokhlin, „Quantitative Comparison of Microtexture in Near-Alpha Titanium Measured by Ultrasonic Scattering and Electron Backscatter Diffraction”, *Metall and Mat Trans A*, köt. 45, sz. 10, o. 4679–4697, szept. 2014, doi: 10.1007/s11661-014-2367-1.
- [26] J. A. Evans és mtsai., „Determining elastic anisotropy of textured polycrystals using resonant ultrasound spectroscopy”, *J Mater Sci*, köt. 56, sz. 16, o. 10053–10073, jún. 2021, doi: 10.1007/s10853-021-05827-z.
- [27] J. Rossin és mtsai., „Bayesian inference of elastic constants and texture coefficients in additively manufactured cobalt-nickel superalloys using resonant ultrasound spectroscopy”, *Acta Materialia*, köt. 220, o. 117287, nov. 2021, doi: 10.1016/j.actamat.2021.117287.
- [28] S. Suwas és R. K. Ray, „Representation of Texture”, in *Crystallographic Texture of Materials*, in Engineering Materials and Processes. , London: Springer London, 2014, o. 11–38. doi: 10.1007/978-1-4471-6314-5_2.
- [29] K. Lücke és M. Hölscher, „Rolling and Recrystallization Textures of BCC Steels”, *Textures and Microstructures*, köt. 14, o. 585–596, 1991, doi: 10.1155/TSM.14-18.585.
- [30] H.-J. Bunge, „Zur Darstellung allgemeiner Texturen”, *International Journal of Materials Research*, köt. 56, sz. 12, o. 872–874, dec. 1965, doi: 10.1515/ijmr-1965-561213.
- [31] H. J. Bunge, *Texture analysis in materials science: mathematical methods*, 1. Aufl. Göttingen: Cuvillier, 1993.
- [32] F. C. Frank, „Orientation mapping”, *MTA*, köt. 19, sz. 3, o. 403–408, márc. 1988, doi: 10.1007/BF02649253.
- [33] U. F. Kocks, C. N. Tomé, és H.-R. Wenk, *Texture and anisotropy: preferred orientations in polycrystals and their effect on materials properties*. Cambridge: Cambridge university press, 1998.
- [34] R. O. Williams, „Analytical Methods for Representing Complex Textures by Biaxial Pole Figures”, *Journal of Applied Physics*, köt. 39, sz. 9, o. 4329–4335, aug. 1968, doi: 10.1063/1.1656969.
- [35] J. Imhof, „Determination of the Orientation Distribution Function From One Pole-figure”, *Textures and Microstructures*, köt. 5, sz. 2, o. 73–86, jan. 1982, doi: 10.1155/TSM.5.73.
- [36] S. Matthies és G. W. Vinel, „On the Reproduction of the Orientation Distribution Function of Texturized Samples from Reduced Pole Figures Using the Conception of a Conditional Ghost Correction”, *phys. stat. sol. (b)*, köt. 112, sz. 2, o. K111–K114, aug. 1982, doi: 10.1002/pssb.2221120254.
- [37] B. Beausir és J. J. Fundenberger, „Analysis Tools for Electron and X-ray diffraction”. Université de Lorraine - Metz, 2017. [Online]. Elérhető: www.atex-software.eu
- [38] L. G. Schulz, „A Direct Method of Determining Preferred Orientation of a Flat Reflection Sample Using a Geiger Counter X-Ray Spectrometer”, *Journal of Applied Physics*, köt. 20, sz. 11, o. 1030–1033, nov. 1949, doi: 10.1063/1.1698268.
- [39] R. A. Swalin és A. H. Geisler, „Neutron Diffraction Study of Annealing Textures in Drawn Body-Centered-Cubic Metals”, *JOM*, köt. 8, sz. 10, o. 1259–1263, okt. 1956, doi: 10.1007/BF03377862.
- [40] W. Kockelmann és A. Kirfel, „Neutron diffraction studies of archaeological objects on ROTAX”, *Physica B: Condensed Matter*, köt. 350, sz. 1–3, o. E581–E585, júl. 2004, doi: 10.1016/j.physb.2004.03.156.
- [41] H. R. Wenk, „Standard project for pole-figure determination by neutron diffraction”, *J Appl Crystallogr*, köt. 24, sz. 5, o. 920–927, okt. 1991, doi: 10.1107/S0021889891004661.

- [42] G. Chiari, P. Sarrazin, és A. Heginbotham, „Non-conventional applications of a noninvasive portable X-ray diffraction/fluorescence instrument”, *Appl. Phys. A*, köt. 122, sz. 11, o. 990, nov. 2016, doi: 10.1007/s00339-016-0521-x.
- [43] P. Xu, Y. Ikeda, T. Hakoyama, M. Takamura, Y. Otake, és H. Suzuki, „In-house texture measurement using a compact neutron source”, *J Appl Crystallogr*, köt. 53, sz. 2, o. 444–454, ápr. 2020, doi: 10.1107/S1600576720002551.
- [44] H.-J. Bunge és mtsai., Szerk., *Quantitative texture analysis*. Oberursel: [Metz]: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde ; Société française de métallurgie, 1982.
- [45] E. H. Lehmann, E. Deschler-Erb, és A. Ford, „NEUTRON TOMOGRAPHY AS A VALUABLE TOOL FOR THE NON-DESTRUCTIVE ANALYSIS OF HISTORICAL BRONZE SCULPTURES”, *Archaeometry*, köt. 52, sz. 2, Art. sz. 2, ápr. 2010, doi: 10.1111/j.1475-4754.2009.00480.x.
- [46] F. E. Wagner, R. Gebhard, W. Gan, és M. Hofmann, „The metallurgical texture of gold artefacts found at the Bronze Age rampart of Bernstorff (Bavaria) studied by neutron diffraction”, *Journal of Archaeological Science: Reports*, köt. 20, o. 338–346, aug. 2018, doi: 10.1016/j.jasrep.2018.05.005.
- [47] L. Cartechini és mtsai., „Non-destructive characterization of compositional and textural properties of Etruscan bronzes: a multi-method approach”, *Appl. Phys. A*, köt. 83, sz. 4, Art. sz. 4, jún. 2006, doi: 10.1007/s00339-006-3538-8.
- [48] M. Stefanik, L. Sklenka, O. Huml, és J. Rataj, „Activation analysis of tibetan coins and thermal neutron flux measurement at the VR-1 training reactor”, *Radiation Physics and Chemistry*, köt. 155, o. 304–309, febr. 2019, doi: 10.1016/j.radphyschem.2018.06.032.
- [49] Y. Xie, L. Lutterotti, H. R. Wenk, és F. Kovacs, „Texture analysis of ancient coins with TOF neutron diffraction”, *Journal of Materials Science*, köt. 39, sz. 10, Art. sz. 10, máj. 2004, doi: 10.1023/B:JMSC.0000026933.28906.19.
- [50] R. Arletti, L. Cartechini, R. Rinaldi, S. Giovannini, W. Kockelmann, és A. Cardarelli, „Texture analysis of bronze age axes by neutron diffraction”, *Applied Physics A*, köt. 90, sz. 1, o. 9–14, 0 2008, doi: 10.1007/s00339-007-4225-0.
- [51] S. Siano, L. Bartoli, W. Kockelmann, M. Zoppi, és M. Miccio, „“Neutron metallography” of archaeological bronzes”, *Physica B: Condensed Matter*, köt. 350, sz. 1–3, Art. sz. 1–3, júl. 2004, doi: 10.1016/j.physb.2004.04.009.
- [52] S. Siano és mtsai., „NON-DESTRUCTIVE INVESTIGATION OF BRONZE ARTEFACTS FROM THE MARCHES NATIONAL MUSEUM OF ARCHAEOLOGY USING NEUTRON DIFFRACTION*: *Bronze artefacts from the Marches National Museum of Archaeology*”, *Archaeometry*, köt. 48, sz. 1, Art. sz. 1, febr. 2006, doi: 10.1111/j.1475-4754.2006.00244.x.
- [53] H. Sato és mtsai., „Crystallographic Microstructure Study of a Japanese Sword made by Noritsuna in the Muromachi Period by Pulsed Neutron Bragg-Edge Transmission Imaging”, in *Materials Research Proceedings*, Millersville PA, USA: Materials Research Forum LLC, febr. 2020, o. 214–220. doi: 10.21741/9781644900574-33.
- [54] S. Höfler, G. Will, és H.-M. Hamm, „Neutron diffraction pole figure measurements on iron meteorites”, *Earth and Planetary Science Letters*, köt. 90, sz. 1, o. 1–10, szept. 1988, doi: 10.1016/0012-821X(88)90106-9.
- [55] S. B. Borzakov, A. Zh. Zhomartova, T. I. Ivankina, A. Yu. Dmitriev, és V. V. Lobachev, „The Elemental and Texture Analysis of the Chelyabinsk Meteorite Fragment by Non-Destructive Neutron Methods”, *Phys. Part. Nuclei Lett.*, köt. 19, sz. 2, o. 176–182, ápr. 2022, doi: 10.1134/S1547477122020030.
- [56] M. E. Fitzpatrick, A. T. Fry, P. Holdway, F. A. Kandil, J. Shackleton, és L. Suominen, „Measurement Good Practice Guide No. 52”, o. 77.
- [57] M. Sepsi és V. Kárpáti, „Kristálytani anizotrópia meghatározásának röntgendiffrakciós módszerei”, Miskolc, 2015.
- [58] D. Chateigner, P. Germi, és M. Pernet, „Texture analysis by the Schulz reflection method: defocalization corrections for thin films”, *J Appl Crystallogr*, köt. 25, sz. 6, o. 766–769, dec. 1992, doi: 10.1107/S0021889892006265.
- [59] M. Sepsi, V. Mertinger, és M. Benke, „Sample cutting-free pole figure measuring method for centreless diffractometers in modified X mode”, *Materials Characterization*, köt. 151, o. 351–357, máj. 2019, doi: 10.1016/j.matchar.2019.03.031.

- [60] M. Dr. Benke, „A kristálytani anizotrópia (textúra) újszerű megközelítése”, Habilitációs értekezés, Miskolci Egyetem, Miskolc, 2020.
- [61] V. Mertinger, M. Sepsi, és M. Benke, „Non-destructive texture measurement methods for centreless X-ray diffractometers in reverse modified X (CHI) mode”, *J. Phys.: Conf. Ser.*, köt. 1270, o. 012012, aug. 2019, doi: 10.1088/1742-6596/1270/1/012012.
- [62] M. Sepsi, „How-to guide for non-destructive texture measurement with Stresstech Xstress Robot in CHI mode”. [Online]. Elérhető: http://3dlabtest.uni-miskolc.hu/xstress_en.html or <https://gitlab.com/smtxtr/ndtm>
- [63] M. Sepsi, M. Benke, és V. Mertinger, „Non-destructive texture characterization by a robot-arm-driven X-ray diffractometer”, *J Appl Crystallogr*, köt. 57, sz. 1, o. 94–103, febr. 2024, doi: 10.1107/S1600576723010993.
- [64] A. G. Terricabras, A. A. Carvalho, I. A. Santillana, és S. Barriá, „Assessment of the Mechanical Properties of Ultra-High Purity Niobium After Cold Work and Heat Treatment With the HL-LHC Crab Cavities as Benchmark”, o. 6, 2019.
- [65] J. S. Carpenter, R. J. McCabe, S. J. Zheng, T. A. Wynn, N. A. Mara, és I. J. Beyerlein, „Processing Parameter Influence on Texture and Microstructural Evolution in Cu-Nb Multilayer Composites Fabricated via Accumulative Roll Bonding”, *Metall and Mat Trans A*, köt. 45, sz. 4, o. 2192–2208, ápr. 2014, doi: 10.1007/s11661-013-2162-4.
- [66] P. Qu, L. Zhou, H. Xu, és V. L. Acoff, „Microtexture Development of Niobium in a Multilayered Ti/Al/Nb Composite Produced by Accumulative Roll Bonding”, *Metall and Mat Trans A*, köt. 45, sz. 13, o. 6217–6230, dec. 2014, doi: 10.1007/s11661-014-2545-1.
- [67] D. Barna és mtsai., „NbTi/Nb/Cu Multilayer Shield for the Superconducting Shield (SuShi) Septum”, *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, köt. 29, sz. 1, o. 1–8, jan. 2019, doi: 10.1109/TASC.2018.2872860.
- [68] J. Verő és M. Káldor, *Vasötvözetek Fémtana*. Budapest: Műszaki Könyv Kiadó, 1980.
- [69] D. Mercier, J. Lesage, X. Decoopman, és D. Chicot, „Eddy currents and hardness testing for evaluation of steel decarburizing”, *NDT & E International*, köt. 39, sz. 8, o. 652–660, dec. 2006, doi: 10.1016/j.ndteint.2006.04.005.
- [70] W. F. Hosford, *Iron and Steel*. Cambridge: Cambridge University Press, 2012. doi: 10.1017/CBO9781139086233.
- [71] T. Réti, „Residual stresses in carburized, carbonitrided, and case-hardened components”, in *Handbook of Residual Stress and Steel*, Ohio: ASM International, 2002, o. 189–208.
- [72] W. Wang, H. Liu, C. Zhu, X. Du, és J. Tang, „Effect of the residual stress on contact fatigue of a wind turbine carburized gear with multiaxial fatigue criteria”, *International Journal of Mechanical Sciences*, köt. 151, o. 263–273, febr. 2019, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2018.11.013.
- [73] J. Wu, H. Liu, P. Wei, C. Zhu, és Q. Lin, „Effect of shot peening coverage on hardness, residual stress and surface morphology of carburized rollers”, *Surface and Coatings Technology*, köt. 384, o. 125273, febr. 2020, doi: 10.1016/j.surfcoat.2019.125273.
- [74] K. Sugimoto, T. Hojo, és Y. Mizuno, „Effects of Vacuum-Carburizing Conditions on Surface-Hardened Layer Properties of Transformation-Induced Plasticity-Aided Martensitic Steel”, *Metals*, köt. 7, sz. 8, o. 301, aug. 2017, doi: 10.3390/met7080301.
- [75] P. Hiremath, S. Sharma, G. M.C., M. Shettar, és G. B.M., „Effect of post carburizing treatments on residual stress distribution in plain carbon and alloy steels – a numerical analysis”, *Journal of Materials Research and Technology*, köt. 9, sz. 4, o. 8439–8450, júl. 2020, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.05.104.
- [76] Z. Li, A. M. Freborg, B. D. Hansen, és T. S. Srivatsan, „Modeling the Effect of Carburization and Quenching on the Development of Residual Stresses and Bending Fatigue Resistance of Steel Gears”, *J. of Materi Eng and Perform*, köt. 22, sz. 3, o. 664–672, márc. 2013, doi: 10.1007/s11665-012-0306-0.
- [77] E. C. H. C. O’ Brien és H. K. Yeddu, „Multi-length scale modeling of carburization, martensitic microstructure evolution and fatigue properties of steel gears”, *Journal of Materials Science & Technology*, köt. 49, o. 157–165, júl. 2020, doi: 10.1016/j.jmst.2019.10.044.
- [78] B. Jo, Y. Shim, S. Sharifimehr, és A. Fatemi, „Deformation and fatigue behaviors of carburized automotive gear steel and predictions”, *Frattura ed Integrità Strutturale*, köt. 10, sz. 37, o. 28–37, jún. 2016, doi: 10.3221/IGF-ESIS.37.05.

- [79] A. Freborg, B. Ferguson, és Z. Li, „Predicting Distortion and Residual Stress in a Vacuum Carburized and Gas Quenched Steel Coupon”, o. 12, 2012.
- [80] U. Tewary, G. Mohapatra, és S. S. Sahay, „Distortion Mechanisms During Carburizing and Quenching in a Transmission Shaft”, *J. of Materi Eng and Perform*, köt. 26, sz. 10, o. 4890–4901, okt. 2017, doi: 10.1007/s11665-017-2951-9.
- [81] T. Shoji, Z. Lu, és Q. Peng, „Factors affecting stress corrosion cracking (SCC) and fundamental mechanistic understanding of stainless steels”, in *Stress Corrosion Cracking*, Elsevier, 2011, o. 245–272. doi: 10.1533/9780857093769.3.245.
- [82] K. V. Gogolinskii, V. A. Syasko, A. S. Umanskii, A. A. Nikazov, és T. I. Bobkova, „Mechanical properties measurements with portable hardness testers: advantages, limitations, prospects”, *J. Phys.: Conf. Ser.*, köt. 1384, sz. 1, o. 012012, nov. 2019, doi: 10.1088/1742-6596/1384/1/012012.
- [83] L. F. M. Rodrigues és mtsai., „Carburization level identification in industrial HP pipes using ultrasonic evaluation and machine learning”, *Ultrasonics*, köt. 94, o. 145–151, ápr. 2019, doi: 10.1016/j.ultras.2018.10.005.
- [84] M. Sheikh Amiri és M. Kashefi, „Investigation of Variables Affecting Impedance Plane in Eddy Current Testing of Carburized Steels”, *J. of Materi Eng and Perform*, köt. 20, sz. 3, o. 476–480, ápr. 2011, doi: 10.1007/s11665-010-9697-y.
- [85] L. Suominen, M. Khurshid, és J. Parantainen, „Residual Stresses in Welded Components Following Post-weld Treatment Methods”, *Procedia Engineering*, köt. 66, o. 181–191, 2013, doi: 10.1016/j.proeng.2013.12.073.
- [86] P. Fu, R. Chu, Z. Xu, G. Ding, és C. Jiang, „Relation of hardness with FWHM and residual stress of GCr15 steel after shot peening”, *Applied Surface Science*, köt. 431, o. 165–169, febr. 2018, doi: 10.1016/j.apsusc.2017.09.136.
- [87] J. Li és mtsai., „A numerical model to predict residual stresses induced by ultrasonic shot peening treatment of Inconel 600”, előadás CONTACT AND SURFACE 2011, Malta, szept. 2011, o. 75–84. doi: 10.2495/SECM110071.
- [88] J. Kelleher és mtsai., „The Measurement of Residual Stress in Railway Rails by Diffraction and other Methods *”, *Journal of Neutron Research*, köt. 11, sz. 4, o. 187–193, dec. 2003, doi: 10.1080/10238160410001726602.
- [89] A. R. de P. Dias, R. M. Nunes, T. R. S. de Lima, és T. G. R. Clarke, „Evaluation of the Residual Stress State of 42crmo4 Steel Sheets in a Production Line”, *Mat. Res.*, köt. 19, sz. 1, o. 153–157, febr. 2016, doi: 10.1590/1980-5373-MR-2015-0091.
- [90] P. Paufler, „R. A. Young (ed.). The Rietveld Method. International Union of Crystallography. Oxford University Press 1993. 298 p. Price £ 45.00. ISBN 0–19–855577–6”, *Cryst. Res. Technol.*, köt. 30, sz. 4, o. 494–494, 1995, doi: 10.1002/crat.2170300412.
- [91] M. Pérez és F. J. Belzunce, „A comparative study of salt-bath nitrocarburizing and gas nitriding followed by post-oxidation used as surface treatments of H13 hot forging dies”, *Surface and Coatings Technology*, köt. 305, o. 146–157, nov. 2016, doi: 10.1016/j.surfcoat.2016.08.003.
- [92] G. Castro, A. Fernández-Vicente, és J. Cid, „Influence of the nitriding time in the wear behaviour of an AISI H13 steel during a crankshaft forging process”, *Wear*, köt. 263, sz. 7, o. 1375–1385, szept. 2007, doi: 10.1016/j.wear.2007.02.007.
- [93] V. Bhavsar és mtsai., „Influence of Nitrocarburizing and Post-Oxidation on Surface Characteristics, Fatigue, and Corrosion Fatigue Behaviour of AISI 4330V Steel”, *Trans Indian Inst Met*, köt. 73, sz. 10, o. 2471–2479, okt. 2020, doi: 10.1007/s12666-020-02054-z.
- [94] A. Campagnolo, M. Dabalà, és G. Meneghetti, „Effect of Salt Bath Nitrocarburizing and Post-Oxidation on Static and Fatigue Behaviours of a Construction Steel”, *Metals*, köt. 9, sz. 12, Art. sz. 12, dec. 2019, doi: 10.3390/met9121306.
- [95] S. M. Hassani-Gangaraj, A. Moridi, M. Guagliano, A. Ghidini, és M. Boniardi, „The effect of nitriding, severe shot peening and their combination on the fatigue behavior and micro-structure of a low-alloy steel”, *International Journal of Fatigue*, köt. 62, o. 67–76, máj. 2014, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2013.04.017.
- [96] Y. Chen, S. Chen, Q. Chen, L. Ye, és M. Chen, „Improvement of the wear and corrosion resistance of nitrocarburized H13 steel using hydrothermal-synthesized zeolite coating”, *Surface and Coatings Technology*, köt. 447, o. 128866, okt. 2022, doi: 10.1016/j.surfcoat.2022.128866.
- [97] S. Xiang, S. Jonsson, P. Hedström, B. Zhu, és J. Odqvist, „Influence of ferritic nitrocarburizing on the high-temperature corrosion-fatigue properties of the Si-Mo-Al cast iron SiMo1000”,

- International Journal of Fatigue*, köt. 143, o. 105984, febr. 2021, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105984.
- [98] E. Boztepe, A. C. Alves, E. Ariza, L. A. Rocha, N. Cansever, és F. Toptan, „A comparative investigation of the corrosion and tribocorrosion behaviour of nitrocarburized, gas nitrided, fluidized-bed nitrided, and plasma nitrided plastic mould steel”, *Surface and Coatings Technology*, köt. 334, o. 116–123, jan. 2018, doi: 10.1016/j.surfcoat.2017.11.033.
- [99] D.-C. Wen, „Erosion and wear behavior of nitrocarburized DC53 tool steel”, *Wear*, köt. 268, sz. 3, o. 629–636, febr. 2010, doi: 10.1016/j.wear.2009.10.012.
- [100] G. E. Totten, M. A. H. Howes, és T. Inoue, Szerk., *Handbook of residual stress and deformation of steel*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2002.
- [101] V. T. Bonow, D. S. Maciel, N. L. Fenner, A. Reguly, A. Zimmer, és C. G. Zimmer, „Nitriding in non-toxic salts bath: An approach to implement cleaner production in the metallurgic industry”, *Cleaner Engineering and Technology*, köt. 4, o. 100169, okt. 2021, doi: 10.1016/j.clet.2021.100169.
- [102] P. Jacquet, J. B. Coudert, és P. Lourdin, „How different steel grades react to a salt bath nitrocarburizing and post-oxidation process: Influence of alloying elements”, *Surface and Coatings Technology*, köt. 205, sz. 16, o. 4064–4067, máj. 2011, doi: 10.1016/j.surfcoat.2011.02.049.
- [103] H. Zhao, L. Duan, G. Chen, H. Fan, J. Wang, és C. Zhou, „High corrosion resistance performance of 304 stainless steel after liquid nitrocarburization”, *Composites Part B: Engineering*, köt. 155, o. 173–177, dec. 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.07.062.
- [104] H. R. Abedi, M. Salehi, M. Yazdkhasti, és A. Hemmasian-E, „Effect of high temperature post-oxidizing on tribological and corrosion behavior of plasma nitrided AISI 316 austenitic stainless steel”, *Vacuum*, köt. 85, sz. 3, o. 443–447, szept. 2010, doi: 10.1016/j.vacuum.2010.08.008.
- [105] A. Alsaran, H. Altun, M. Karakan, és A. Çelik, „Effect of post-oxidizing on tribological and corrosion behaviour of plasma nitrided AISI 5140 steel”, *Surface and Coatings Technology*, köt. 176, sz. 3, o. 344–348, jan. 2004, doi: 10.1016/S0257-8972(03)00770-9.
- [106] A. Esfahani, M. Heydarzadeh Sohi, J. Rassizadehghani, és F. Mahboubi, „Effect of treating atmosphere in plasma post-oxidation of nitrocarburized AISI 5115 steel”, *Vacuum*, köt. 82, sz. 3, o. 346–351, 0 2007, doi: 10.1016/j.vacuum.2007.05.005.
- [107] I. Lee, „Post-oxidizing treatments of the compound layer on the AISI 4135 steel produced by plasma nitrocarburizing”, *Surface and Coatings Technology*, köt. 188–189, o. 669–674, nov. 2004, doi: 10.1016/j.surfcoat.2004.07.093.
- [108] S. M. Hassani-Gangaraj és M. Guagliano, „Microstructural evolution during nitriding, finite element simulation and experimental assessment”, *Applied Surface Science*, köt. 271, o. 156–163, ápr. 2013, doi: 10.1016/j.apsusc.2013.01.154.
- [109] L. López-Ojeda és G. Vargas-Gutiérrez, „High wear resistance and better pitting corrosion resistance of AISI 316L stainless steel by a self-protective oxy-nitrocarburizing paste”, *Journal of Materials Research and Technology*, köt. 16, o. 1803–1813, jan. 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.12.118.
- [110] M. Mirjani, J. Mazrooei, N. Karimzadeh, és F. Ashrafzadeh, „Investigation of the effects of time and temperature of oxidation on corrosion behavior of plasma nitrided AISI 4140 steel”, *Surface and Coatings Technology*, köt. 206, sz. 21, o. 4389–4393, jún. 2012, doi: 10.1016/j.surfcoat.2012.04.064.
- [111] J. W. Zhang, L. T. Lu, K. Shiozawa, W. N. Zhou, és W. H. Zhang, „Effect of nitrocarburizing and post-oxidation on fatigue behavior of 35CrMo alloy steel in very high cycle fatigue regime”, *International Journal of Fatigue*, köt. 33, sz. 7, o. 880–886, júl. 2011, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2011.01.016.
- [112] M. L. Doche, V. Meynie, H. Mazille, C. Deramaix, és P. Jacquot, „Improvement of the corrosion resistance of low-pressure nitrided and post-oxidized steels by a polymer impregnation final treatment”, *Surface and Coatings Technology*, köt. 154, sz. 2, o. 113–123, máj. 2002, doi: 10.1016/S0257-8972(01)01707-8.
- [113] G. H. Farrahi és H. Ghadbeigi, „An investigation into the effect of various surface treatments on fatigue life of a tool steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, köt. 174, sz. 1, o. 318–324, máj. 2006, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2006.01.014.
- [114] T. K. Hirsch, A. D. S. Rocha, F. D. Ramos, és T. R. Strohaecker, „Residual stress-affected diffusion during plasma nitriding of tool steels”, *Metall Mater Trans A*, köt. 35, sz. 11, o. 3523–3530, nov. 2004, doi: 10.1007/s11661-004-0189-2.

- [115] V. Campagna, R. Bowers, D. O. Northwood, X. Sun, és P. Bauerle, „Distortion and Residual Stresses in Nitrocarburized and Carbonitrided SAE 1010 Plain Carbon Steel”, *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, köt. 1, sz. 1, o. 690–696, 2009.
- [116] V. Campagna, R. Bowers, D. O. Northwood, X. C. Sun, és P. Bauerle, „Comparison of carbonitriding and nitrocarburising on size and shape distortion of plain carbon SAE 1010 steel”, *Surface Engineering*, köt. 27, sz. 2, o. 86–91, márc. 2011, doi: 10.1179/026708410X12687356948553.
- [117] B. Schwarz, H. Göhring, S. R. Meka, R. E. Schacherl, és E. J. Mittemeijer, „Pore Formation Upon Nitriding Iron and Iron-Based Alloys: The Role of Alloying Elements and Grain Boundaries”, *Metall Mater Trans A*, köt. 45, sz. 13, o. 6173–6186, dec. 2014, doi: 10.1007/s11661-014-2581-x.
- [118] S. Jegou, L. Barrallier, R. Kubler, és M. a. J. Somers, „Evolution of residual stress in the diffusion zone of a model Fe-Cr-C alloy during nitriding*”, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, köt. 66, sz. 3, o. 135–142, jún. 2011, doi: 10.3139/105.110104.
- [119] B. Pinheiro, J. Lesage, I. Pasqualino, E. Bemporad, és N. Benseddiq, „X-ray diffraction study of microstructural changes during fatigue damage initiation in pipe steels: Role of the initial dislocation structure”, *Materials Science and Engineering: A*, köt. 580, o. 1–12, szept. 2013, doi: 10.1016/j.msea.2013.05.042.
- [120] V. Llana és F. J. Belzunce, „Study of the effects produced by shot peening on the surface of quenched and tempered steels: roughness, residual stresses and work hardening”, *Applied Surface Science*, köt. 356, o. 475–485, nov. 2015, doi: 10.1016/j.apsusc.2015.08.110.
- [121] A. da Silva Rocha, T. Strohaecker, V. Tomala, és T. Hirsch, „Microstructure and residual stresses of a plasma-nitrided M2 tool steel”, *Surface and Coatings Technology*, köt. 115, sz. 1, o. 24–31, jún. 1999, doi: 10.1016/S0257-8972(99)00063-8.
- [122] H. Kovacı, İ. Hacısalıhoğlu, A. F. Yetim, és A. Çelik, „Effects of shot peening pre-treatment and plasma nitriding parameters on the structural, mechanical and tribological properties of AISI 4140 low-alloy steel”, *Surface and Coatings Technology*, köt. 358, o. 256–265, jan. 2019, doi: 10.1016/j.surfcoat.2018.11.043.
- [123] B. Miao, L. Song, Y. Chai, K. Wei, és J. Hu, „The effect of sand blasting pretreatment on plasma nitriding”, *Vacuum*, köt. 136, o. 46–50, febr. 2017, doi: 10.1016/j.vacuum.2016.11.019.
- [124] A. Sorsa, S. Santa-aho, C. Aylott, B. A. Shaw, M. Vippola, és K. Leiviskä, „Case Depth Prediction of Nitrided Samples with Barkhausen Noise Measurement”, *Metals*, köt. 9, sz. 3, Art. sz. 3, márc. 2019, doi: 10.3390/met9030325.
- [125] A. Stupakov, R. Farda, M. Neslušán, A. Perevertov, és T. Uchimoto, „Evaluation of a Nitrided Case Depth by the Magnetic Barkhausen Noise”, *J Nondestruct Eval*, köt. 36, sz. 4, o. 73, okt. 2017, doi: 10.1007/s10921-017-0452-2.
- [126] P. Szobota, „Dekarbonizáció mérése roncsolámentes módszerrel- avagy a központnélküli diffraktométerek új alkalmazása”, Miskolci Egyetem, Miskolc, 2020.
- [127] M. Sepsi, P. Szobota, és V. Mertinger, „Quasi-Non-destructive Characterization of Carburized Case Depth by an Application of Centerless X-ray Diffractometers”, *J. of Materi Eng and Perform*, köt. 31, sz. 6, o. 4668–4678, jún. 2022, doi: 10.1007/s11665-022-06591-0.
- [128] C. Póliska, Z. Gácsi, és P. Barkóczy, „The Effect of Melt Flow on the Dendrite Morphology”, *MSF*, köt. 508, o. 169–174, márc. 2006, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.508.169.
- [129] Abraham. Savitzky és M. J. E. Golay, „Smoothing and Differentiation of Data by Simplified Least Squares Procedures.”, *Anal. Chem.*, köt. 36, sz. 8, o. 1627–1639, júl. 1964, doi: 10.1021/ac60214a047.
- [130] P. Szobota, „Karbonitridált réteg minősítése központnélküli röntgendiffraktométerekkel”, Miskolci Egyetem, Miskolc, 2022.
- [131] F. Sánchez-Bajo és F. L. Cumbreira, „The Use of the Pseudo-Voigt Function in the Variance Method of X-ray Line-Broadening Analysis”, *J Appl Crystallogr*, köt. 30, sz. 4, o. 427–430, aug. 1997, doi: 10.1107/S0021889896015464.
- [132] V. Dive és S. Lakade, „Recent Research Progress on Residual Stress Measurement Using Non-Destructive Testing”, *Materials Today: Proceedings*, köt. 47, o. 3282–3287, 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2021.07.094.
- [133] B. E. Warren és B. L. Averbach, „The Effect of Cold-Work Distortion on X-Ray Patterns”, *Journal of Applied Physics*, köt. 21, sz. 6, o. 595–599, jún. 1950, doi: 10.1063/1.1699713.

- [134] B. E. Warren és B. L. Averbach, „The Separation of Cold-Work Distortion and Particle Size Broadening in X-Ray Patterns”, *Journal of Applied Physics*, köt. 23, sz. 4, o. 497–497, ápr. 1952, doi: 10.1063/1.1702234.
- [135] D. Balzar és mtsai., „Size-strain line-broadening analysis of the ceria round-robin sample”, *J Appl Crystallogr*, köt. 37, sz. 6, o. 911–924, dec. 2004, doi: 10.1107/S0021889804022551.
- [136] P. Scherrer, „Bestimmung der Grosse und der Inneren Struktur von Kolloidteilchen Mittels Rontgenstrahlen”, in *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften*, köt. 2, in Mathematisch-Physikalische Klasse, vol. 2. , Gottingen, 1918, o. 98–100.
- [137] G. K. Williamson és W. H. Hall, „X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram”, *Acta Metallurgica*, köt. 1, sz. 1, o. 22–31, jan. 1953, doi: 10.1016/0001-6160(53)90006-6.
- [138] T. Ungár és A. Borbély, „The effect of dislocation contrast on x-ray line broadening: A new approach to line profile analysis”, *Applied Physics Letters*, köt. 69, sz. 21, o. 3173–3175, nov. 1996, doi: 10.1063/1.117951.
- [139] D. Ectors, F. Goetz-Neunhoffer, és J. Neubauer, „Domain size anisotropy in the double-Voigt approach: an extended model”, *J Appl Crystallogr*, köt. 48, sz. 6, o. 1998–2001, dec. 2015, doi: 10.1107/S1600576715018488.
- [140] H. P. Klug és L. E. Alexander, *X-ray diffraction procedures for polycrystalline and amorphous materials*, 2d ed. New York: Wiley, 1974.
- [141] I. Groma, „X-ray line broadening due to an inhomogeneous dislocation distribution”, *Phys. Rev. B*, köt. 57, sz. 13, o. 7535–7542, ápr. 1998, doi: 10.1103/PhysRevB.57.7535.
- [142] A. Borbély és I. Groma, „Variance method for the evaluation of particle size and dislocation density from x-ray Bragg peaks”, *Applied Physics Letters*, köt. 79, sz. 12, o. 1772–1774, szept. 2001, doi: 10.1063/1.1404134.
- [143] I. Groma és A. Borbély, „X-ray Peak Broadening Due to Inhomogeneous Dislocation Distributions”, in *Diffraction Analysis of the Microstructure of Materials*, köt. 68, E. J. Mittemeijer és P. Scardi, Szerk., in Springer Series in Materials Science, vol. 68. , Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2004, o. 287–307. doi: 10.1007/978-3-662-06723-9_11.
- [144] Th. H. Keijser, J. I. Langford, E. J. Mittemeijer, és A. B. P. Vogels, „Use of the Voigt function in a single-line method for the analysis of X-ray diffraction line broadening”, *J Appl Crystallogr*, köt. 15, sz. 3, o. 308–314, jún. 1982, doi: 10.1107/S0021889882012035.
- [145] G. K. Wertheim, M. A. Butler, K. W. West, és D. N. E. Buchanan, „Determination of the Gaussian and Lorentzian content of experimental line shapes”, *Review of Scientific Instruments*, köt. 45, sz. 11, o. 1369–1371, nov. 1974, doi: 10.1063/1.1686503.
- [146] R. A. Young és D. B. Wiles, „Profile shape functions in Rietveld refinements”, *J Appl Crystallogr*, köt. 15, sz. 4, o. 430–438, aug. 1982, doi: 10.1107/S002188988201231X.
- [147] P. Dasgupta, „ON USE OF PSEUDO-VOIGT PROFILES IN DIFFRACTION LINE BROADENING ANALYSIS”, 2000.
- [148] D. Cseh, „Maradó feszültség relaxációja fásztó igénybevétel közben”, 2019, doi: 10.14750/ME.2019.006.
- [149] EN 50182:2000, „Conductors for overhead lines - Round wire concentric lay stranded conductors”.
- [150] M. Sepsi, M. Salata, D. Cseh, V. Mertinger, és M. Benke, „Significance of the Residual Stress Monitoring in the Automotive Industry”, in *Vehicle and Automotive Engineering 2*, K. Jármái és B. Bolló, Szerk., in Lecture Notes in Mechanical Engineering. , Cham: Springer International Publishing, 2018, o. 292–300. doi: 10.1007/978-3-319-75677-6_24.
- [151] J. Vaïssette, M. Paredes, és C. Mabru, „A residual stress characterization method of a small diameter wire by matter removal”, 2022.
- [152] A. Phelippeau és mtsai., „Cold drawn steel wires—processing, residual stresses and ductility Part II: Synchrotron and neutron diffraction”, *Fatigue Fract Eng Mat Struct*, köt. 29, sz. 3, o. 255–265, márc. 2006, doi: 10.1111/j.1460-2695.2005.00987.x.
- [153] M. Baumann, R. Selbmann, M. Milbrandt, V. Kräusel, és M. Bergmann, „Adjusting the Residual Stress State in Wire Drawing Products via In-Process Modification of Tool Geometries”, *Materials*, köt. 14, sz. 9, o. 2157, ápr. 2021, doi: 10.3390/ma14092157.
- [154] R. Selbmann, M. Baumann, M. Dobecki, M. Bergmann, V. Kräusel, és W. Reimers, „Concept for controlled adjustment of residual stress states in semi-finished products by gradation extrusion”, *Arch Appl Mech*, köt. 91, sz. 8, o. 3627–3636, aug. 2021, doi: 10.1007/s00419-021-01937-x.

- [155] A. G. Korchunov, E. M. Medvedeva, P. V. Ivekeeva, és D. V. Konstantinov, „FEM study of internal stresses evolution in prestressing strands”, *cisirs*, o. 21–24, dec. 2020, doi: 10.17580/cisirs.2020.02.05.
- [156] I. Páczelt és R. Beleznai, „Nonlinear contact-theory for analysis of wire rope strand using high-order approximation in the FEM”, *Computers & Structures*, köt. 89, sz. 11–12, o. 1004–1025, jún. 2011, doi: 10.1016/j.compstruc.2011.01.011.
- [157] W. G. Jiang, M. S. Yao, és J. M. Walton, „A concise finite element model for simple straight wire rope strand”, *International Journal of Mechanical Sciences*, köt. 41, sz. 2, o. 143–161, febr. 1999, doi: 10.1016/S0020-7403(98)00039-3.
- [158] L. Wang, N. Limodin, A. El Bartali, J.-F. Witz, J.-Y. Buffiere, és E. Charkaluk, „Application of Synchrotron Radiation–Computed Tomography In-Situ Observations and Digital Volume Correlation to Study Low-Cycle Fatigue Damage Micromechanisms in Lost Foam Casting A319 Alloy”, *Metall Mater Trans A*, köt. 51, sz. 8, o. 3843–3857, aug. 2020, doi: 10.1007/s11661-020-05839-5.
- [159] A. Kurt, „ANALYSIS WITH FINITE ELEMENT METHOD OF WIRE ROPE”, 2012. [Online]. Elérhető: <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:22640371>
- [160] „GNU IMAGE MANIPULATION PROGRAM”, GIMP. [Online]. Elérhető: <https://www.gimp.org/>
- [161] „Shotcut is a free, open source, cross-platform video editor.”, Shotcut. [Online]. Elérhető: <https://shotcut.org/>

11 Saját publikációk (2019-2024) és független hivatkozások

A doktori cselekményhez kapcsolódó szabadalom:

[Sz1] M. Dr. Benke, M. Sepsi, V. Dr. Mertinger, and V. Kárpáti, ‘Pólusábrák és azok metszeteinek mintakivágást nem igénylő mérési módszere központ nélküli röntgendiffraktométerrel omega és módosított pszi módban’, lajstromszám: 231481

A doktori cselekményhez kapcsolódó publikációk és független hivatkozások:

[D1] M. Sepsi, V. Mertinger, and M. Benke, ‘Sample cutting-free pole figure measuring method for centreless diffractometers in modified X mode’, *Materials Characterization*, vol. 151, pp. 351–357, May 2019, doi: 10.1016/j.matchar.2019.03.031. **D1**

[D2] M. Sepsi, M. Benke, and V. Mertinger, ‘Non-destructive texture characterization by a robot-arm-driven X-ray diffractometer’, *J Appl Crystallogr*, vol. 57, no. 1, pp. 94–103, Feb. 2024, doi: 10.1107/S1600576723010993. **Q1**

[D3] M. Sepsi, P. Szobota, and V. Mertinger, ‘Quasi-Non-destructive Characterization of Carburized Case Depth by an Application of Centerless X-ray Diffractometers’, *J. of Materi Eng and Perform*, vol. 31, no. 6, pp. 4668–4678, Jun. 2022, doi: 10.1007/s11665-022-06591-0. **Q2**

hiv:

- Öztürk SEMİH et al. Calculation of Residual Stress in Ships by the Method of the Fresnel Approximation. (2022) *Acta Natura et Scientia* 2718-0638 3 1 59-69
- Ptačinová J. et al. Characterization of dual phase boride coatings on Sverker 3 steel and simulation of boron diffusion. (2023) *MATERIALS TESTING* 0025-5300 0025-5300 65 4 578-592
- Tong Kai et al. Investigation of SMFL monitoring technique for evaluating the load-bearing capacity of RC bridges. (2023) *ENGINEERING STRUCTURES* 0141-0296 1873-7323 293 p. 116667

- [D4] M. Sepsi, V. Mertinger, and M. Benke, 'Novel applications of centreless X-ray diffractometers for non-destructive pole figure measurements', *J. Phys.: Conf. Ser.*, vol. 1270, no. 1, p. 012011, Aug. 2019, doi: 10.1088/1742-6596/1270/1/012011.
- [D5] M. Sepsi, M. Benke, and M. Valéria, 'Archaeological application of centreless X-ray diffractometers for non-destructive pole figure measurements', konferencia kiadvány, Firenze, Olaszország, 2019.
- [D6] M. Sepsi, M. Benke, and V. Mertinger, 'Non-destructive pole-figure measurements on workshop-made silver reference model of archaic objects', *ACTA IMEKO*, vol. 10, no. 1, p. 250, Mar. 2021, doi: 10.21014/acta_imeko.v10i1.896.
- [D7] M. Sepsi, M. Benke, and V. Mertinger, 'New, non-invasive texture measurement method for archaeology', konferencia kiadvány, Firenze, Olaszország, 2019.
- [D8] V. Mertinger et al., 'Deformability Tests of Pure Niobium', *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, vol. 903, no. 1, p. 012019, Aug. 2020, doi: 10.1088/1757-899X/903/1/012019.
- [D9] P. Szobota, M. Sepsi, and V. Mertinger, 'Non-destructive Test for Control of the Surface Quality of Semi Product at the Automotive Industry', in *Vehicle and Automotive Engineering 3*, K. Jármai and K. Voith, Eds., in *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, Singapore: Springer Singapore, 2021, pp. 112–122. doi: 10.1007/978-981-15-9529-5_10.
- Hiv:
Chávez-Campos G.M. et al. Improving Selectivity on High-Temperature Decarburization Depth Measurements using an Image Segmentation Method. (2022) *OXIDATION OF METALS* 0030-770X 1573-4889 98 1-2 121-134
- [D10] A. Baksa, L. P. Kiss, M. Sepsi, P. Barkóczy, and V. Mertinger, 'Alumínium távvezetékben ébredő maradó feszültségek szimulációja', konferencia kiadvány, Miskolc, 2022. [Online]. Available: ISBN 978-963-358-277-0
- [D11] Szobota Péter - Sepsi Máté - Mertinger Valéria: Dekarbonizáció mérése roncsolás mentes módszerrel – avagy a központ nélküli diffraktométerek új alkalmazása. - In: *Bányászati és kohászati lapok*. Kohászat, ISSN 0005-5670, 2020. (153. évf.), 4. sz., 59-63. p.
- [D12] M. Sepsi, A. Jawabreh, G. Nemcsik, and P. Barkóczy, "The Effect of Surface Treatment on the Audible Noise of a High Voltage Conductor", **Hungarian Materials and Chemical Sciences and Engineering**, vol. 47, no. 1, pp. 63–71, Nov. 2023.
- [D13] A. Jawabreh, M. Sepsi, and P. Barkóczy, "Elasticity and Heat Resistivity of Heat-Treated High Voltage Conductors", **Hungarian Materials and Chemical Sciences and Engineering**, vol. 47, no. 1, pp. 53–62, Nov. 2023.
- [D14] M. Benke, A. Hlavacs, F. Kristály, M. Sepsi, and V. Mertinger, 'Estimation of Phase Ratio in Bulk, Textured TWIP/TRIP Steels from Pole Figures', *Materials*, vol. 14, no. 15, p. 4132, Jul. 2021, doi: 10.3390/ma14154132. **Q2**

Hiv:

1. Trejo-Hernández Raúl et al. Crystalline phase purity and twinning of Mg-doped zincblende GaN thin films. (2023) *APPLIED SURFACE SCIENCE* 0169-4332 1873-5584 636

[D15] A. Gallifa Terricabras and others, 'Assessment of the Mechanical Properties of Ultra-High Purity Niobium After Cold Work and Heat Treatment With the HL-LHC Crab Cavities as Benchmark', in 19th International Conference on RF **Superconductivity (SRF 2019)**, 2019, pp. 862–867. doi: 10.18429/JACoW-SRF2019-THP012.

hiv:

1. Formisano Antonio et al. Considerations on the Influence of the Tool/Sheet Contact Conditions for Incremental Forming of Niobium Sheets. (2021) Megjelent: ESAFORM 2021 pp. 1-11
2. Griemsmann Tjorben et al. Laser-based powder bed fusion of niobium with different build-up rates. (2021) INTERNATIONAL JOURNAL OF ADVANCED MANUFACTURING TECHNOLOGY 3-3015 114 1 305-317
3. Formisano A. et al. Formability and surface quality of nonconventional material sheets for the manufacture of highly customized components. (2022) INTERNATIONAL JOURNAL OF MATERIAL FORMING 1960-6206 1960-6214 15 2
4. Yamanaka Masashi et al. Relation Between Tensile Strength and Annealing Temperature for High Purity Niobium. (2023) IEEE TRANSACTIONS ON APPLIED SUPERCONDUCTIVITY 1051-8223 1558-2515 33 4 1-5

[D16] R. P. S. Sisodia, M. Gáspár, M. Sepsi, and V. Mertinger, 'Dataset on full width at half maximum of residual stress measurement of electron beam welded high strength structural steels (S960QL and S960M) by X-ray diffraction method', Data in Brief, vol. 38, p. 107341, Oct. 2021, doi: 10.1016/j.dib.2021.107341.

hiv:

1. Andoko Andoko et al. Coil Spring Failure Analysis Reviewed from Residual Stress, Crystal Orientation, and Texture. (2023) Automotive Experiences 2615-6636 2615-6202 6 3 515-527 <https://m2.mtmt.hu/gui2/?type=authors&mode=browse&sel=10054570> 4 / 9 2024. 03. 03. 13:53
2. Malik Rajat et al. Recent Methodologies of Measuring Residual Stresses in Welded Joints: A Review. (2023) Megjelent: Emerging Trends in Mechanical and Industrial Engineering pp. 521-531
3. Miao Huilin et al. Multiple analyses of factors influencing fatigue life of linear friction welded low carbon steel. (2024) Journal of Advanced Joining Processes 2666-3309 9 p. 100201

[D17] R. P. S. Sisodia, M. Gáspár, M. Sepsi, and V. Mertinger, 'Comparative evaluation of residual stresses in vacuum electron beam welded high strength steel S960QL and S960M butt joints', Vacuum, vol. 184, p. 109931, Feb. 2021, doi: 10.1016/j.vacuum.2020.109931. **Q1**

hiv:

1. Musole Kambita. A comparative evaluation of hydrostatic pressure and buckling of a large cylindrical steel tank designed according to EN14015 and according to the Eurocodes. (2021)
2. Lukács János. A „Korszerű anyagok és intelligens technológiák” FIEK keretében végzett kutatások és legfontosabb eredményeik, 2016–2021. (2021) ISBN:9789633582589
3. Zhang Mingyang et al. Characterization of Si–Cu–C–Al quaternary interface of SiC/2A14 joint via counterintuitive laser butt welding. (2021) VACUUM 0042-207X 1879-2715 189

4. Feng Guangjie et al. Comparison of welding residual stress and deformation induced by local vacuum electron beam welding and metal active gas arc welding in a stainless steel thick-plate joint. (2021) JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH AND TECHNOLOGY 2238-7854 2214-0697 13 1967-1979
5. * Sisodia Raghawendra et al. Dataset on Full Width at Half Maximum of residual stress measurement of electron beam welded high strength structural steels (S960QL and S960M) by Xray diffraction method. (2021) DATA IN BRIEF 2352-3409 38
6. Tümer Mustafa et al. Residual Stresses, Microstructure, and Mechanical Properties of Electron Beam Welded Thick S1100 Steel. (2021) JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE 1059-9495 1544-1024
7. Tümer M. et al. Fusion welding of ultra-high strength structural steels – A review. (2022) JOURNAL OF MANUFACTURING PROCESSES 1526-6125 2212-4616 82 203-229
<https://m2.mtmt.hu/gui2/?type=authors&mode=browse&sel=10054570>
5 / 9 2024. 03. 03. 13:53
8. Mustafa Tümer et al. Mechanical and microstructural properties of S1100 UHSS welds obtained by EBW and MAG welding. (2022) WELDING IN THE WORLD 0043-2288 1878-6669 2022 1-13
9. Májlínger Kornél et al. Prediction of the Shear Tension Strength of Resistance Spot Welded Thin Steel Sheets from High- to Ultrahigh Strength Range. (2022) PERIODICA POLYTECHNICA-MECHANICAL ENGINEERING 0324-6051 1587-379X 66 1 67-82
10. Wu Ruolin et al. Stress and distortion of the 10 mm thick plate EH40 and 316L different butt joints in 10 kW laser welding. (2022) OPTICS AND LASER TECHNOLOGY 0030-3992 1879-2545 152
11. Khaleel Hayder H. et al. Fatigue and impact properties of single and double resistance spot welding for high-strength steel used in automotive applications. (2023) JOURNAL OF THE BRAZILIAN SOCIETY OF MECHANICAL SCIENCES AND ENGINEERING 1678-5878 1806-3691 45 3
12. Májlínger Kornél et al. Global Approach on the Shear and Cross Tension Strength of Resistance Spot Welded Thin Steel Sheets. (2023) PERIODICA POLYTECHNICA-MECHANICAL ENGINEERING 0324-6051 1587-379X 67 4 315-339
13. Xiong Xiaoli et al. Longitudinal residual stress distribution of Q460 high-strength steel welded T-section. (2023) Hanjie Xuebao / Transactions of the China Welding Institution 0253-360X 44 8 63-73
14. Keränen Lassi et al. Residual stresses of MAG-welded ultrahighstrength steel rectangular hollow sections. (2024) ENGINEERING STRUCTURES 0141-0296 1873-7323 305 p. 117719
15. Tümer Mustafa et al. Welding of S1100 Ultra high-Strength Steel Plates with Matching Metal-Cored Filler Wire: Microstructure, Residual Stresses, and Mechanical Properties. (2024) STEELRESEARCH INTERNATIONAL 1611-3683 1869-344X - - p. 2300675

A doktori cselekményhez kapcsolódó előadások:

[D18] M. Sepsi, 'New, non-invasive texture measurement method for archaeology', presented at the International Conference on Metrology for Archaeology and Cultural Heritage, Firenze, Olaszország, 2019.

[D19] M. Sepsi, 'Nióbium roncsolásmentes textúra vizsgálata szupravezető alkalmazásokhoz', presented at the Országos Anyagtudományi Konferencia, Balatonkenese, 2019.

[D20] M. Sepsi, V. Mertinger, and M. Benke, 'Novel applications of centreless X-ray diffractometers for non-destructive pole figure measurements', presented at the ReX&GG, Ghent,

Belgium, Aug. 01, 2019. Accessed: Feb. 28, 2024. [Online]. Available: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1742-6596/1270/1/012011>

[D21] M. Sepsi, M. Benke, A. G. Terricabras, A. Hlavács, and V. Mertinger, 'Non-destructive pole figure and ODF measurement method by CHI mode - An innovative application of a robot armed centreless Xray diffractometer'. ICOTOM Conference, 2021, Osaka

[D22] M. Sepsi, 'Residual stress monitoring as a quality assurance process supporting manufacturing and development', presented at the International Conference on Residual Stresses, Nancy, Franciaország, 2022.

Doktori cselekményhez nem kapcsolódó publikációk:

[ND1] A. Hasani, M. Sepsi, S. Feyzi, and L. S. Toth, 'Deformation field and texture analysis in T-ECAP using a flow function', Materials Characterization, vol. 173, p. 110912, Mar. 2021, doi: 10.1016/j.matchar.2021.110912.

hiv:

1. El-Shenawy M. et al. Effect of ECAP on the Plastic Strain Homogeneity, Microstructural Evolution, Crystallographic Texture and Mechanical Properties of AA2xxx Aluminum Alloy. (2021) METALS 2075-4701 11 6

2. Snopiński Przemysław. Influence of the ECAP Tool Channel Geometry on the Structure and Properties of Al-3%Mg Aluminium Alloy. (2021) SOLID STATE PHENOMENA 1012-0394 1662-9779 326 125-147

3. Yang Z. et al. ECAP based regulation mechanism of shape memory properties of NiTiNb alloys. (2022) JOURNAL OF ALLOYS AND COMPOUNDS 0925-8388 1873-4669 897

4. Xue Kemin et al. Effect of deformation behavior on the evolution of microstructure of RAFM steel subject to closed-dual equal channel angular pressing. (2022) FUSION ENGINEERING AND

DESIGN 0920-3796 1873-7196 184 Keresés: (MTMT)

<https://m2.mtmt.hu/gui2/?type=authors&mode=browse&sel=10054570> 3 / 9 2024. 03. 03. 13:53

5. Zhu N. et al. Novel process combined extrusion and severe plastic deformation for plate component with rib-web structure of magnesium alloys. (2022) INTERNATIONAL JOURNAL OF

ADVANCED MANUFACTURING TECHNOLOGY 0268-3768 1433-3015

6. Li Songqing et al. Multiple shearing induced in one-step deformation fabricating gradient-structured aluminium disks. (2023) JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY

0924-0136 1873-4774 322

7. Pariyar Abhishek et al. Room-Temperature Single-Step Production of Ultrafine-Grained Bulk Metallic Sheets From Al Powder. (2023) JOURNAL OF MANUFACTURING SCIENCE AND ENGINEERING TRANSACTIONS OF THE ASME 1087-1357 1528-8935 145 10

8. Jebelli A. Ahmadi et al. Superior combined strength and elongation by conducting elevated temperature constrained groove pressing on Al-Mg-Mn sheets. (2023)

MATERIALS CHEMISTRY AND PHYSICS 0254-0584 1879-3312 307

[ND2] L. S. Tóth, M. Sepsi, M. Szűcs, S. N. Kumaran, and T. C. Lowe, 'The mechanics of the friction-assisted lateral extrusion process', J Mater Sci, Jan. 2024, doi: 10.1007/s10853-023-09245-1.

12 Mellékletek

1. Melléklet

10. táblázat A 14. ábrán szereplő hagyományosan és módosított Ψ módban meghatározott alumínium {222} pólusábrák mérése során alkalmazott paraméterek:

Vizsgáló berendezés	Xstress G3R	Bruker D8 Advance
Mintajele, állapota	H17, Alumínium, hidegen hengerelt	
Bragg-szög, °	155,39	99,8
Sugárforrás	Cr Ka	Co Ka
Gyorsító feszültség, fűtőáram	30 kV; 9 mA	40 kV; 40 mA
Kollimátor	Ø 3mm	20*(1-3) mm
Expozíciós idő	5 s	5 s

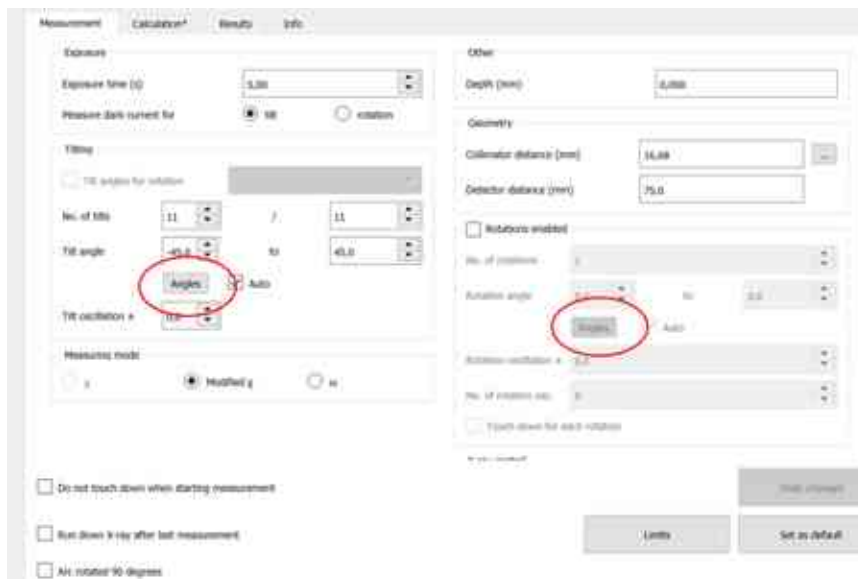
2. Melléklet

Robot alapú központ nélküli diffraktométerrel történő pólusábra mérés X módban és az ODF számítás menete

A X mód szerinti sugármenettel történő textúra mérés feltétele, hogy a goniométert ne csak kettő, hanem három tengely mentén is dönteni lehessen, ami a diffraktométernek egy robotkarral való mozgatásával megoldott. Mivel a robottal megvalósított X módban ugyan azon sugármenet rekonstruálása a célunk, mint a konvencionális diffraktométerekkel, így ebben az esetben nincs szükségünk transzformációs műveletre. A szükséges három tengelyből kettő méréshez szükséges beállítását (X és Φ) az Xtronic szoftver maradó feszültség mérés parametrizálására szolgáló felületén is megadható, csak úgy, mint a módosított Ψ és Ω módok esetén. A szoftver felületén a X tengely szerinti döntést a *Tilting* panelon található *Angles* gombbal adhatók meg, míg a Φ tengely körüli rotációk a *Rotation* panelon szintén az *Angles* gombbal (70. ábra). Az Ω tengely paraméterének beállítása csak közvetett módon lehetséges, amihez a robot szerszám koordináta-rendszerét kell átírni. Itt a szerszámkoordináta-rendszerben a berendezés által B tengelynek nevezett és ahhoz tartozó paramétert kell módosítanunk. A szerszám koordináta-rendszer paramétereinek átírásánál nagy gondossággal kell eljárunk, egy rosszul beállított paraméterrel kárt tehetünk a vizsgáló berendezésben, illetve a környezetében elhelyezkedő tárgyakban. Mivel ez nem minősül rendeltetés szerű használatnak, a szoftver is felhívja rá a figyelmet, ha az itt kalibrált értékeket manuálisan módosítani akarjuk. A X módban történő mérést az alábbi rutin szerint érdemes végrehajtani (itt csak a legfontosabb, rendeltetés szerű használattól eltérő lépéseket mutatom be):

1. A robot használata előtt először a már említett szerszám koordináta-rendszert kell az ún. *Tool data alignment* menüpontban egy kamerarendszer segítségével beállítanunk arra az ívű detektortartóra, amit majd alkalmazni fogunk a mérésre. Ezt érdemes legalább kétszer lefuttatni egymás után.
2. Módosított Ψ módban (azzal az ívű detektortartóval, amivel mérni szándékozunk) maradó feszültség mérésére szolgáló ívvel egy feszültségmentes etalon mintán kalibrálunk, hogy meghatározzuk a munkatávot. Ez a kalibráció bármely módban, és bármely céllal végrehajtott mérés előtt szükséges a központ nélküli berendezések esetén.
3. Jelen szerszámkonfigurációval a mérendő minta fölé állunk, a controllerrel beállítjuk párhuzamosra a minta és a kollimátor kilépő keresztmetszetének síkját, és a *Manual move* ablakban a *Run to distance* gombra kapcsolva lefuttatjuk azt a scriptet, ami a kalibrált munkatáv értékére állítja a goniométert. Ekkor a *Teach* gombot használva rögzítjük a jelenlegi pozíciót.
4. Ha $2\Theta=120^\circ$ alatti tartományban akarunk mérést végrehajtani, akkor szereljük le a maradó feszültség mérésére szolgáló ívet és tegyük fel a maradék ausztenit mérésére szolgáló, aszimmetrikus detektortartó ívet a 15. ábra szerinti módon. Amennyiben az ív felszereléséhez nem áll rendelkezésre elég hely a mérendő minta miatt, akkor a következő pontban leírtak szerint járunk el (detektor tartó ív nélkül, ekkor távolítsuk el a detektorokat a robotkaron lévő bekötésből és tegyük a robotkar által el nem ért biztonságos helyre). Lényeges, hogy a minta pozícióján ekkor már nem szabad változtatni, ha véletlenül elmozdul, akkor az előző lépésben leírtakat meg kell ismételni.

5. A *Tool data editor* ablakban a szerszám koordináta-rendszer B értékét változtassuk meg a következő módon. A vizsgálathoz használt megfelelő sugarú ívnek a B (ekkor már az 1-es pontban pontosan beállított) paramétereit jegyezzük fel és a vizsgálni kívánt reflexió elméleti 2Θ értékével határozzuk meg a már ismert (7) -es egyenlet szerinti Ψ értéket ($\Psi=(180-2\Theta)/2$), és vonjuk ki a feljegyzett B értékből. Az így kapott értéket helyettesítsük a B paraméter helyére.
6. Ha szükséges, akkor szereljük fel a maradék ausztenit mérésére szolgáló ívet. A *Manual move* ablakban válasszuk ki a 3-as pontban rögzített pozíciót és kattintsunk a *Run to target* gombra. Ekkor a robot felveszi azt a pozíciót, amivel a vizsgálni kívánt reflexiót lemérhetjük, a 15. ábra szerinti módon. Utána igazítsuk az egyik detektort a mérni kívánt reflexióra.
7. Állítsuk be a maradék feszültség mérés parametrizálására szolgáló ablakban a 37 rotációt ($-90^\circ \dots 90^\circ$), és az ahhoz tartozó 13/12 döntést ($-65^\circ \dots 65^\circ$, amennyiben $\chi=65^\circ$ -ig akarjuk a mérést végrehajtani).



70. ábra A központ nélküli röntgendiffraktométer maradék feszültség mérés parametrizálására szolgáló ablak, ahol a X módban történő méréshez szükséges három döntési tengelyből két tengely beállítása lehetséges, a X és Φ tengelyé, a *Tiltings* és a *Rotation* panelon

Az így végrehajtott mérést követően valamilyen függvény illesztéssel (jellemzően Gauss vagy Pearson VII) az interferencia jelet mind 925 mérési adatra célszerű megilleszteni. Ezt kézzel kell elvégezni és ellenőrizni. Amennyiben Gauss függvényvel illesztünk, az ún. trapéz módszerrel számítható az interferencia jel görbe alatti területe az intenzitás maximum és a félérték szélesség segítségével ($(I_{\max} * FWHM) / 0,937415$), ami négy tizedes jegyig ad megbízható eredményt. Ebben az esetben, a defókusz korrekciót nem szükséges végrehajtanunk, az integrált intenzitás értékek megközelítőleg jól tükrözik az orientációból fakadó intenzitás változást [33].

3. Melléklet

11. táblázat Röntgendiffrakciós vizsgálat paraméterei a validációs mérések során

Paraméterek	robot diffraktométer (új módszer)	hagyományos diffraktométer
diffraktométer típusa	Xstress Robot	Labor építésű
sugárforrás	Cr K α	Co K α
gyorsítófeszültség, fűtőáram	30 kV; 9 mA	40 kV; 40 mA
detektor típusa	helyzetérzékeny, vonal	helyzetérzékeny, vonal
detektor rész, mm	3 fix	7.7-12.56 dinamikus
gyűjtési idő, s	15	változó
kollimátor átmérő, mm	2	0.8
mért pólusára miller indexei:	{220}, {311}, {222}	{111}, {200}, {220}
írszámított pólusára	{100}, 111}	{100}, 111}
detektor konfiguráció	aszimmetrikus / szimmetrikus	Bragg-Brentano
chi tartomány, °	0-60	0-75
lépés méret chi, °/phi, °	5/5	2.5/5
görbe illesztés /intenzitás számítás	Gauss/trapéz módszer	Integrál intenzitás
goniometer sugár, mm	75	~300

4. Melléklet

Cr sugárforrással vizsgálható reflexiók										
Cr Ka1	2.291	<--- aktív hullámhossz								
d számítása ismert 2 theta megadásával										
2theta										
d	#####	#####	#ZÉRÓOSZTÓ!	#ZÉRÓOSZTÓ!	#ZÉRÓOSZTÓ!	#ZÉRÓOSZTÓ!	#ZÉRÓOSZTÓ!	#ZÉRÓOSZTÓ!	#ZÉRÓOSZTÓ!	#ZÉRÓOSZTÓ!
Elérhető por etalon kékek jelölve										
Vas	hkl	110	200	211	220	310	222			
Vas	l/1	100	20	30	10	12	6			
Vas	d	2.0268	1.4332	1.1702	1.0134	0.9064	0.8275			
Vas	2theta	68.83	106.12	156.41	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!			
Vas (auszteni)	hkl	111	200	220	311	222	400			
Vas (auszteni)	l/1	100	80	50	80	50	30			
Vas (auszteni)	d	2.08	1.8	1.27	1.083	1.037	0.9			
Vas (auszteni)	2theta	66.83	79.05	128.84	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!			
Titan (Béta)	hkl	110	200	211	220	310	222	321	400	330
Titan (Béta)	l/1	30								
Titan (Béta)	d	2.33943	1.65	1.35	1.17	1.05	0.96	0.88	0.83	0.78
Titan (Béta)	2theta	58.63	87.65	116.01	156.65	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!
Titan	hkl	10	2	11	12	110	103	200	112	201
Titan	l/1	30	26	100	19	17	16	2	16	13
Titan	d	2.557	2.342	2.244	1.726	1.475	1.332	1.276	1.247	1.233
Titan	2theta	53.23	58.56	61.39	83.16	101.90	118.63	127.72	133.45	136.57
Nikkel	hkl	111	200	220	311	222	400	331	420	
Nikkel	l/1	100	42	21	20	7	4	14	15	
Nikkel	d	2.034	1.762	1.246	1.0624	1.0172	0.881	0.8084	0.788	
Nikkel	2theta	68.55	81.10	133.66	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	
Alumínium	hkl	111	200	220	311	222	400	331	420	422
Alumínium	l/1	100	47	22	24	7	2	8	8	8
Alumínium	d	2.338	2.024	1.431	1.221	1.169	1.0124	0.9289	0.9055	0.8266
Alumínium	2theta	58.67	68.94	106.35	139.49	156.98	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!
Wolfrám	hkl	110	200	211	220	310				
Wolfrám	l/1	100	15	23	8	11				
Wolfrám	d	2.238	1.582	1.292	1.1188	1.0008				
Wolfrám	2theta	61.57	92.79	124.90	#SZÁM!	#SZÁM!				
Réz	hkl	111	200	220	311	222				
Réz	l/1	100	46	20	17	5				
Réz	d	2.088	1.808	1.278	1.09	1.0436				
Réz	2theta	66.54	78.63	127.36	#SZÁM!	#SZÁM!				
Kobalt (hex)	hkl	100	2	101	110	103	200	112	201	4
Kobalt (hex)	l/1	20	80	90	80	90	20	80	60	20
Kobalt (hex)	d	2.165	2.023	1.91	1.252	1.149	1.063	1.066	1.047	1.015
Kobalt (hex)	2theta	63.89	68.98	73.70	132.39	171.05	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!
Kobalt (kúbos)	hkl	111	200	220	311	222				
Kobalt (kúbos)	l/1	100	40	25	30	12				
Kobalt (kúbos)	d	2.0467	1.723	1.2532	1.0688	1.0233				
Kobalt (kúbos)	2theta	68.07	80.53	132.15	#SZÁM!	#SZÁM!				
Cink	hkl	100	101	102	103	110	4		112	
Cink	l/1	53	40	100	28	25	21	2	23	
Cink	d	2.473	2.308	2.091	1.687	1.342	1.332	1.237	1.1729	
Cink	2theta	55.19	59.51	66.44	85.53	117.21	118.63	135.65	155.18	
Molibdén	hkl	110	200	211	220	310	222	321		
Molibdén	l/12	100	21	38	11	17	7	26		
Molibdén	d	2.225	1.574	1.285	1.1127	0.9952	0.9085	0.8411		
Molibdén	2theta	61.97	93.40	126.11	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!		
Króm	hkl	110	200	211	220	310	222			
Króm	l/12	100	16	30	18	20	6			
Króm	d	2.039	1.4419	1.1774	1.0195	0.912	0.8325			
Króm	2theta	68.36	105.20	153.26	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!			
Nióbium	hkl	110	200	211	220	310	222	400		
Nióbium	l/1	100	20	30	10	12	6			
Nióbium	d	2.336	1.6519	1.3484	1.1678	1.0446	0.9535	0.8258		
Nióbium	2theta	58.73	87.81	116.32	157.57	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!		

71. ábra Cr sugárforrással mérhető reflexiók X módban zölddel kiemelve

Mn sugárforrással vizsgálható reflexiók										
Mn Ka1	2.102	<--- aktiv hullámhossz								
d számítása ismert 2 theta megadásával										
2theta		#####	#####	#ZÉRÓOSZTÓ!	#####	#####	#####	#####	#####	#####
d		#####	#####	#ZÉRÓOSZTÓ!	#####	#####	#####	#####	#####	#####
Elérhető por etalon kékek jelölve										
Vas	hkl	110	220	211	220	310	222			
Vas	h11	100	20	30	10	12	6			
Vas	d	2.0259	1.0129	1.0700	1.0134	0.9954	0.9275			
Vas	2theta	62.46	94.32	127.81	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!			
Vas (auszterit)	hkl	111	220	211	222	400				
Vas (auszterit)	h11	100	20	30	40	50	60			
Vas (auszterit)	d	2.08	1.0	1.27	1.00	1.037	0.8			
Vas (auszterit)	2theta	60.09	71.44	111.68	152.07	#SZÁM!	#SZÁM!			
Titan (Beta)	hkl	110	200	211	220	310	222	321	400	330
Titan (Beta)	h11	10	20	30	40	50	60	70	80	90
Titan (Beta)	d	2.33943	1.65	1.35	1.17	1.05	0.96	0.88	0.83	0.78
Titan (Beta)	2theta	53.39	78.88	102.15	127.91	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!
Titan	hkl	10	20	11	12	13	14	15	16	17
Titan	h11	30	20	100	10	11	12	13	14	15
Titan	d	2.557	2.342	2.24	1.70	1.45	1.32	1.21	1.14	1.09
Titan	2theta	48.53	53.32	55.85	75.01	90.62	104.18	110.80	114.80	118.93
Nickel	hkl	111	200	220	311	222	400	331	420	
Nickel	h11	100	40	20	30	7	4	14	15	
Nickel	d	2.034	1.152	1.248	1.0624	1.0172	0.881	0.8094	0.788	
Nickel	2theta	62.22	73.23	115.01	163.12	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	
Alumínium	hkl	111	200	220	311	222	400	331	420	422
Alumínium	h11	100	40	20	30	7	4	14	15	16
Alumínium	d	2.338	2.024	1.421	1.320	1.158	1.0124	0.8268	0.9055	0.8258
Alumínium	2theta	53.42	62.56	94.51	118.70	128.06	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!
Wolfrám	hkl	110	200	211	220	310				
Wolfrám	h11	100	20	30	40	50				
Wolfrám	d	2.238	1.082	1.282	1.1188	1.0008				
Wolfrám	2theta	56.01	83.26	108.85	139.67	#SZÁM!				
Réz	hkl	111	200	220	311	222				
Réz	h11	100	40	20	30	7				
Réz	d	2.080	1.080	1.270	1.00	1.0438				
Réz	2theta	60.44	71.08	110.63	149.21	#SZÁM!				
Kobalt (hex)	hkl	100	20	101	110	120	130	140	201	4
Kobalt (hex)	h11	20	60	100	80	80	20	60	60	20
Kobalt (hex)	d	2.165	2.020	1.91	1.252	1.140	1.060	1.000	1.047	1.015
Kobalt (hex)	2theta	58.08	62.59	66.76	114.15	132.30	162.03	160.68	#SZÁM!	#SZÁM!
Kobalt (kubus)	hkl	111	200	220	311	222				
Kobalt (kubus)	h11	100	40	20	30	7				
Kobalt (kubus)	d	2.0467	1.1722	1.252	1.0688	1.0233				
Kobalt (kubus)	2theta	61.79	72.73	113.88	169.00	#SZÁM!				
Cink	hkl	2	100	101	110	120	130	140	110	
Cink	h11	50	40	100	20	20	21	2	20	
Cink	d	2.473	2.308	2.091	1.907	1.360	1.330	1.207	1.120	
Cink	2theta	50.29	54.17	60.34	77.04	103.09	104.18	118.33	127.27	
Molibden	hkl	110	200	211	220	310	222	321		
Molibden	h12	100	20	30	40	50	60	70	20	
Molibden	d	2.225	1.112	1.288	1.1120	0.9952	0.8885	0.8411		
Molibden	2theta	56.37	83.77	109.73	141.83	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!		
Króm	hkl	110	200	211	220	310	222			
Króm	h12	100	20	30	40	50	60			
Króm	d	2.029	1.014	1.074	1.0195	0.912	0.8325			
Króm	2theta	62.05	93.68	126.39	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!			
Náobium	hkl	110	200	211	220	310	222	400		
Náobium	h11	100	20	30	40	50	60			
Náobium	d	2.336	1.168	1.344	1.1870	1.0448	0.9525	0.8258		
Náobium	2theta	53.47	79.01	102.41	128.28	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!		

72. ábra Mn sugárforrással mérhető reflexiók X módban zölddel kiemelve

Ti sugárforrással vizsgálható reflexiók							
Ti Ka1	2.75	<--- aktív hullámhossz					
d számítása ismert 2 theta megadásával							
2theta							
d	#####	#####	#ZÉRÓOSZTÓI	#####	#####	#####	#####
Elérhető por etalon késsel jelölve							
Vas	hkl	110	200	211	220	310	222
Vas	l/h	100	20	30	10	12	6
Vas	d	2.0268	1.4332	1.1702	1.0134	0.9064	0.8275
Vas	2theta	85.43	147.19	#####	#SZÁMI	#SZÁMI	#SZÁMI
Vas (auszteni)	hkl	111	200	220	311	222	400
Vas (auszteni)	l/h	100	40	50	80	60	30
Vas (auszteni)	d	2.58	1.5	1.27	1.063	1.037	0.9
Vas (auszteni)	2theta	82.76	99.60	#####	#SZÁMI	#SZÁMI	#SZÁMI
Titán (Béta)	hkl	110	200	211	220	310	222
Titán (Béta)	l/h	30					
Titán (Béta)	d	2.33943	1.65	1.3507	1.1697	1.05	0.96
Titán (Béta)	2theta	71.99	112.43	#####	#SZÁMI	#SZÁMI	#SZÁMI
Titán	hkl	10	2	11	12	110	103
Titán	l/h	30	20	100	10	17	16
Titán	d	2.557	2.342	2.244	1.726	1.475	1.332
Titán	2theta	65.05	71.89	75.57	105.60	137.53	#SZÁMI
Nikkel	hkl	111	200	220	311	222	400
Nikkel	l/h	100	42	21	20	7	4
Nikkel	d	2.034	1.762	1.246	1.0624	1.0172	0.881
Nikkel	2theta	85.05	102.57	#####	#SZÁMI	#SZÁMI	#SZÁMI
Alumínium	hkl	111	200	220	311	222	400
Alumínium	l/h	100	47	22	24	7	2
Alumínium	d	2.338	2.024	1.431	1.221	1.169	1.0124
Alumínium	2theta	72.04	85.57	147.79	#SZÁMI	#SZÁMI	#SZÁMI
Wolfrám	hkl	110	200	211	220	310	
Wolfrám	l/h	100	16	23	8	11	
Wolfrám	d	2.236	1.642	1.292	1.1188	1.0008	
Wolfrám	2theta	75.81	120.70	#####	#SZÁMI	#SZÁMI	
Réz	hkl	111	200	220	311	222	
Réz	l/h	100	46	20	17	5	
Réz	d	2.068	1.806	1.278	1.09	1.0436	
Réz	2theta	82.36	99.00	#####	#SZÁMI	#SZÁMI	
Kobalt (hex)	hkl	100	2	101	110	103	200
Kobalt (hex)	l/h	20	60	100	80	60	20
Kobalt (hex)	d	2.165	2.623	1.91	1.252	1.149	1.083
Kobalt (hex)	2theta	78.85	85.63	92.08	#SZÁMI	#SZÁMI	#SZÁMI
Kobalt (kúbos)	hkl	111	200	220	311	222	
Kobalt (kúbos)	l/h	100	40	25	30	12	
Kobalt (kúbos)	d	2.0487	1.7723	1.2532	1.0688	1.0233	
Kobalt (kúbos)	2theta	84.40	101.74	#####	#SZÁMI	#SZÁMI	
Cink	hkl	2	100	101	102	103	110
Cink	l/h	53	40	100	28	25	21
Cink	d	2.473	2.300	2.001	1.661	1.342	1.332
Cink	2theta	67.55	73.12	82.22	109.17	#SZÁMI	#SZÁMI
Molibdén	hkl	110	200	211	220	310	222
Molibdén	l/h	100	21	39	11	17	7
Molibdén	d	2.225	1.574	1.285	1.1127	0.9952	0.9085
Molibdén	2theta	76.33	121.73	#####	#SZÁMI	#SZÁMI	#SZÁMI
Króm	hkl	110	200	211	220	310	222
Króm	l/h	100	16	30	18	20	6
Króm	d	2.030	1.4419	1.1774	1.0195	0.912	0.8325
Króm	2theta	84.80	144.92	#####	#SZÁMI	#SZÁMI	#SZÁMI
Nióbium	hkl	110	200	211	220	310	222
Nióbium	l/h	100	20	30	10	12	6
Nióbium	d	2.330	1.6519	1.3484	1.1678	1.0446	0.9535
Nióbium	2theta	72.11	112.67	#####	#SZÁMI	#SZÁMI	#SZÁMI

73. ábra Ti sugárforrással mérhető reflexiók X módban zölddel kiemelve

Cu sugárforrással vizsgálható reflexiók									
Cu Ka1		1.542	<--- aktív hullámhossz						
d számítása ismert 2 theta megadásával									
2theta									
d	#####	#####	#ZÉRÓOSZTÓ!	#####	#####	#####	#####	#####	#####
Elérhető por etalon késsel jelölve									
Vas	hkl	110	200	211	220	310	222		
Vas	I/I1	100	20	30	10	12	6		
Vas	d	2.0268	1.4332	1.1702	1.0134	0.9064	0.8275		
Vas	2theta	44.72	65.09	82.43	99.07	116.56	137.41		
Vas (ausztenit)	hkl	111	200	220	311	222	400		
Vas (ausztenit)	I/I1	100	80	50	80	50	30		
Vas (ausztenit)	d	2.08	1.8	1.27	1.083	1.037	0.9		
Vas (ausztenit)	2theta	43.51	50.72	74.76	90.78	96.06	117.89		
Titán (Béta)	hkl	110	200	211	220	310	222	321	400
Titán (Béta)	I/I1	30							
Titán (Béta)	d	2.33943	1.6542	1.3507	1.17	1.046619	0.9554	0.8846	0.8274
Titán (Béta)	2theta	38.49	55.56	69.61	82.47	94.89	107.61	121.29	137.45
Titán	hkl	10	2	11	12	110	103	200	112
Titán	I/I1	30	26	100	19	17	16	2	16
Titán	d	2.557	2.342	2.244	1.726	1.475	1.332	1.276	1.247
Titán	2theta	35.10	38.44	40.19	53.06	63.03	70.74	74.35	76.38
Nikkel	hkl	111	200	220	311	222	400	331	420
Nikkel	I/I1	100	42	21	20	7	4	14	15
Nikkel	d	2.034	1.762	1.246	1.0624	1.0172	0.881	0.8084	0.788
Nikkel	2theta	44.55	51.90	76.45	93.06	98.57	122.12	145.01	156.15
Alumínium	hkl	111	200	220	311	222	400	331	420
Alumínium	I/I1	100	47	22	24	7	2	8	8
Alumínium	d	2.338	2.024	1.431	1.221	1.169	1.0124	0.9289	0.9055
Alumínium	2theta	38.51	44.78	65.20	78.31	82.53	99.20	112.20	116.74
Wolfrám	hkl	110	200	211	220	310			
Wolfrám	I/I1	100	15	23	8	11			
Wolfrám	d	2.238	1.582	1.292	1.1188	1.0008			
Wolfrám	2theta	40.30	58.33	73.27	87.12	100.78			
Réz	hkl	111	200	220	311	222			
Réz	I/I1	100	46	20	17	5			
Réz	d	2.088	1.808	1.278	1.09	1.0436			
Réz	2theta	43.34	50.48	74.21	90.04	95.26			
Kobalt (hex)	hkl	100	2	101	110	103	200	112	201
Kobalt (hex)	I/I1	20	60	100	80	80	20	80	60
Kobalt (hex)	d	2.165	2.023	1.91	1.252	1.149	1.083	1.066	1.047
Kobalt (hex)	2theta	41.72	44.81	47.61	76.02	84.29	90.78	92.65	94.85
Kobalt (kübös)	hkl	111	200	220	311	222			
Kobalt (kübös)	I/I1	100	40	25	30	12			
Kobalt (kübös)	d	2.0467	1.7723	1.2532	1.0688	1.0233			
Kobalt (kübös)	2theta	44.26	51.57	75.94	92.34	97.78			
Cink	hkl	2	100	101	102	103	110	4	112
Cink	I/I1	53	40	100	28	25	21	2	23
Cink	d	2.473	2.308	2.091	1.687	1.342	1.332	1.237	1.1729
Cink	2theta	36.33	39.03	43.27	54.39	70.13	70.74	77.11	82.20
Molibdén	hkl	110	200	211	220	310	222	321	
Molibdén	I/I2	100	21	39	11	17	7	26	
Molibdén	d	2.225	1.574	1.285	1.1127	0.9952	0.9085	0.8411	
Molibdén	2theta	40.55	58.66	73.74	87.72	101.56	116.13	132.88	
Króm	hkl	110	200	211	220	310	222		
Króm	I/I2	100	16	30	18	20	6		
Króm	d	2.039	1.4419	1.1774	1.0195	0.912	0.8325		
Króm	2theta	44.44	64.65	81.81	98.27	115.43	135.68		
Nióbium	hkl	110	200	211	220	310	222	400	
Nióbium	I/I1	100	20	30	10	12	6		
Nióbium	d	2.336	1.6519	1.3484	1.1678	1.0446	0.9535	0.8258	
Nióbium	2theta	38.54	55.65	69.75	82.63	95.14	107.92	138.02	

74. ábra Cu sugárforrással mérhető reflexiók X módban zölddel kiemelve

Co sugárforrással vizsgálható reflexiók										
Co Ka1		1.789	<--- aktív hullámhossz							
d számítása ismert 2 theta megadásával										
2theta										
d		#####	#####	#ZÉRÓOSZTÓ!	#####	#####	#####	#####	#####	#####
Elérhető por etalon késsel jelölve										
Vas	hkl	110	200	211	220	310	222			
Vas	l/l1	100	20	30	10	12	6			
Vas	d	2.0268	1.4332	1.1702	1.0134	0.9064	0.8275			
Vas	2theta	52.38	77.24	99.71	123.93	161.41	#SZÁM!			
Vas (ausztenit)	hkl	111	200	220	311	222	400			
Vas (ausztenit)	l/l1	100	80	50	80	50	30			
Vas (ausztenit)	d	2.08	1.8	1.27	1.083	1.037	0.9			
Vas (ausztenit)	2theta	50.94	59.60	89.55	111.37	119.22	167.32			
Titán (Béta)	hkl	110	200	211	220	310	222	321	400	330
Titán (Béta)	l/l1	30								
Titán (Béta)	d	2.33943	1.6542	1.35	1.17	1.046619	0.96	0.88	0.83	0.78
Titán (Béta)	2theta	44.96	65.47	82.94	99.77	117.44	138.86	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!
Titán	hkl	10	2	11	12	110	103	200	112	201
Titán	l/l1	30	26	100	19	17	16	2	16	13
Titán	d	2.557	2.342	2.244	1.726	1.475	1.332	1.276	1.247	1.233
Titán	2theta	40.95	44.91	46.98	62.43	74.67	84.37	89.02	91.67	93.02
Nikkel	hkl	111	200	220	311	222	400	331	420	
Nikkel	l/l1	100	42	21	20	7	4	14	15	
Nikkel	d	2.034	1.762	1.246	1.0624	1.0172	0.881	0.8084	0.788	
Nikkel	2theta	52.18	61.02	91.76	114.70	123.13	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	
Alumínium	hkl	111	200	220	311	222	400	331	420	422
Alumínium	l/l1	100	47	22	24	7	2	8	8	8
Alumínium	d	2.338	2.024	1.431	1.221	1.169	1.0124	0.9289	0.9055	0.8266
Alumínium	2theta	44.99	52.46	77.38	94.21	99.85	124.15	148.72	162.12	#SZÁM!
Wolfrám	hkl	110	200	211	220	310				
Wolfrám	l/l1	100	15	23	8	11				
Wolfrám	d	2.238	1.582	1.292	1.1188	1.0008				
Wolfrám	2theta	47.12	68.86	87.63	106.17	126.71				
Réz	hkl	111	200	220	311	222				
Réz	l/l1	100	46	20	17	5				
Réz	d	2.088	1.808	1.278	1.09	1.0436				
Réz	2theta	50.73	59.31	88.84	110.30	117.99				
Kobalt (hex)	hkl	100	2	101	110	103	200	112	201	4
Kobalt (hex)	l/l1	20	60	100	80	80	20	80	60	20
Kobalt (hex)	d	2.165	2.023	1.91	1.252	1.149	1.083	1.066	1.047	1.015
Kobalt (hex)	2theta	48.81	52.48	55.85	91.20	102.25	111.37	114.09	117.38	123.59
Kobalt (kübös)	hkl	111	200	220	311	222				
Kobalt (kübös)	l/l1	100	40	25	30	12				
Kobalt (kübös)	d	2.0467	1.7723	1.2532	1.0688	1.0233				
Kobalt (kübös)	2theta	51.83	60.62	91.09	113.63	121.88				
Cink	hkl	2	100	101	102	103	110	4	112	
Cink	l/l1	53	40	100	28	25	21	2	23	
Cink	d	2.473	2.308	2.091	1.687	1.342	1.332	1.237	1.1729	
Cink	2theta	42.41	45.61	50.65	64.04	83.60	84.37	92.63	99.39	
Molibdén	hkl	110	200	211	220	310	222	321		
Molibdén	l/l1	100	21	39	11	17	7	26		
Molibdén	d	2.225	1.574	1.285	1.1127	0.9952	0.9085	0.8411		
Molibdén	2theta	47.41	69.26	88.23	107.01	128.01	159.86	#SZÁM!		
Króm	hkl	110	200	211	220	310	222			
Króm	l/l1	100	16	30	18	20	6			
Króm	d	2.039	1.4419	1.1774	1.0195	0.912	0.8325			
Króm	2theta	52.04	76.69	98.88	122.66	157.52	#SZÁM!			
Nióbium	hkl	110	200	211	220	310	222	400		
Nióbium	l/l1	100	20	30	10	12	6			
Nióbium	d	2.336	1.6519	1.3484	1.1678	1.0446	0.9535	0.8258		
Nióbium	2theta	45.03	65.57	83.12	99.99	117.81	139.48	#SZÁM!		

75. ábra Co sugárforrással mérhető reflexiók X módban zölddel kiemelve

Fe sugárforrással vizsgálható reflexiók										
FeKa1		1.937	<--- aktív hullámhossz							
d számítása ismert 2 theta megadásával										
2theta										
d	#####	#####	#ZÉRÓOSZTÓ!	#####	#####	#####	#####	#####	#####	#####
Elérhető por etalon késsel jelölve										
Vas	hkl	110	200	211	220	310	222			
Vas	l/l1	100	20	30	10	12	6			
Vas	d	2.0268	1.4332	1.1702	1.0134	0.9064	0.8275			
Vas	2theta	57.10	85.05	111.74	145.83	#SZÁM!	#SZÁM!			
Vas (ausztenit)	hkl	111	200	220	311	222	400			
Vas (ausztenit)	l/l1	100	80	50	80	50	30			
Vas (ausztenit)	d	2.08	1.8	1.27	1.083	1.037	0.9			
Vas (ausztenit)	2theta	55.51	65.12	99.41	126.87	138.17	#SZÁM!			
Titán (Béta)	hkl	110	200	211	220	310	222	321	400	330
Titán (Béta)	l/l1	30								
Titán (Béta)	d	2.33943	1.65	1.35	1.17	1.046619	0.96	0.88	0.83	0.78
Titán (Béta)	2theta	48.92	71.69	91.64	111.82	135.50	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!
Titán	hkl	10	2	11	12	110	103	200	112	201
Titán	l/l1	30	26	100	19	17	16	2	16	13
Titán	d	2.557	2.342	2.244	1.726	1.475	1.332	1.276	1.247	1.233
Titán	2theta	44.52	48.86	51.15	68.28	82.10	93.31	98.78	101.94	103.56
Nikkel	hkl	111	200	220	311	222	400	331	420	
Nikkel	l/l1	100	42	21	20	7	4	14	15	
Nikkel	d	2.034	1.762	1.246	1.0624	1.0172	0.881	0.8084	0.788	
Nikkel	2theta	56.88	66.70	102.05	131.51	144.46	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!	
Alumínium	hkl	111	200	220	311	222	400	331	420	422
Alumínium	l/l1	100	47	22	24	7	2	8	8	8
Alumínium	d	2.338	2.024	1.431	1.221	1.169	1.0124	0.9289	0.9055	0.8266
Alumínium	2theta	48.95	57.19	85.21	105.00	111.92	146.20	#SZÁM!	#SZÁM!	#SZÁM!
Wolfrám	hkl	110	200	211	220	310				
Wolfrám	l/l1	100	15	23	8	11				
Wolfrám	d	2.238	1.582	1.292	1.1188	1.0008				
Wolfrám	2theta	51.29	75.51	97.14	119.95	150.89				
Réz	hkl	111	200	220	311	222				
Réz	l/l1	100	46	20	17	5				
Réz	d	2.088	1.808	1.278	1.09	1.0436				
Réz	2theta	55.28	64.79	98.57	125.42	136.31				
Kobalt (hex)	hkl	100	2	101	110	103	200	112	201	4
Kobalt (hex)	l/l1	20	60	100	80	80	20	80	60	20
Kobalt (hex)	d	2.165	2.023	1.91	1.252	1.149	1.083	1.066	1.047	1.015
Kobalt (hex)	2theta	53.16	57.22	60.95	101.38	114.93	126.87	130.65	135.40	145.25
Kobalt (kübös)	hkl	111	200	220	311	222				
Kobalt (kübös)	l/l1	100	40	25	30	12				
Kobalt (kübös)	d	2.0467	1.7723	1.2532	1.0688	1.0233				
Kobalt (kübös)	2theta	56.50	66.26	101.24	130.00	142.39				
Cink	hkl	2	100	101	102	103	110	4	112	
Cink	l/l1	53	40	100	28	25	21	2	23	
Cink	d	2.473	2.308	2.091	1.687	1.342	1.332	1.237	1.1729	
Cink	2theta	46.12	49.63	55.20	70.09	92.41	93.31	103.09	111.36	
Molibdén	hkl	110	200	211	220	310	222	321		
Molibdén	l/l2	100	21	39	11	17	7	26		
Molibdén	d	2.225	1.574	1.285	1.1127	0.9952	0.9085	0.8411		
Molibdén	2theta	51.62	75.97	97.85	121.05	153.49	#SZÁM!	#SZÁM!		
Króm	hkl	110	200	211	220	310	222			
Króm	l/l2	100	16	30	18	20	6			
Króm	d	2.039	1.4419	1.1774	1.0195	0.912	0.8325			
Króm	2theta	56.73	84.41	110.72	143.67	#SZÁM!	#SZÁM!			
Nióbium	hkl	110	200	211	220	310	222	400		
Nióbium	l/l1	100	20	30	10	12	6			
Nióbium	d	2.336	1.6519	1.3484	1.1678	1.0446	0.9535	0.8258		
Nióbium	2theta	49.00	71.80	91.84	112.09	136.04	#SZÁM!	#SZÁM!		

76. ábra Fe sugárforrással mérhető reflexiók X módban zölddel kiemelve

5. Melléklet

Maradó feszültség mérés paraméterei a dekarbonizációs, a cementálás és karbonitridálási kísérletek során.

12. táblázat Röntgendiffrakciós vizsgálat paraméterei a dekarbonizációs mérések során

Vizsgáló berendezés	Robot XStress
Miller index	Fe {211}
Sugárforrás	Cr Ka
Gyorsító feszültség, fűtőáram	30 kV; 8 mA
Kollimátor	Ø 2mm
Detektor ív	75 mm
Detektor konfiguráció	módosított Ψ
Detektor	helyzetérzékeny vonal
Expozíció	13 s
Anyagkonstansok	E: 211 GPa, ν 0,3
Döntések	11/11, +45°...-45°

13. táblázat Röntgendiffrakciós vizsgálat paraméterei a cementálási mérések során

Vizsgáló berendezés	Robot XStress
Miller index	Fe {211}
Sugárforrás	Cr Ka
Gyorsító feszültség, fűtőáram	30 kV; 8 mA
Kollimátor	Ø 2mm
Detektor ív	75 mm
Detektor konfiguráció	módosított Ψ
Detektor	helyzetérzékeny vonal
Expozíció	13 s
Anyagkonstansok	E: 211 GPa, ν 0,3
Döntések	4/4, +45°...-45°

14. táblázat Röntgendiffrakciós vizsgálat paraméterei a karbonitridálási mérések során

Vizsgáló berendezés	Stresstech G3R
Miller index	Fe {211}
Sugárforrás	Cr Ka
Gyorsító feszültség, fűtőáram	30 kV; 8 mA
Kollimátor	Ø 2mm
Detektor ív	75 mm
Detektor konfiguráció	módosított Ψ
Detektor	helyzetérzékeny vonal
Expozíció a diffúziós rétegben	11 s
Expozíció a vegyületi rétegben	60 s
Anyagkonstansok	E: 211 GPa, ν 0,3
Döntések	7/7, +45°...-45°

6. Melléklet

Maradó feszültség mérés paraméterei a feszültségrelaxációs kísérletek során.

15. táblázat Röntgendiffrakciós vizsgálat paraméterei az ausztenites acél feszültségrelaxációs mérések során

Vizsgáló berendezés	Stresstech G3R
Miller index	γFe {311}
Sugárforrás	Mn Ka
Gyorsító feszültség, fűtőáram	30 kV; 8 mA
Kollimátor	\varnothing 2mm
Detektor ív	75 mm
Detektor konfiguráció	módosított Ψ
Detektor	helyzetérzékeny vonal
Expozíció	30 s
Anyagkonstansok	E: 196 GPa, ν 0,28
Döntések	5/5, $+45^\circ \dots -45^\circ$

16. táblázat Röntgendiffrakciós vizsgálat paraméterei Cseh Dávid szemcseszórt, nemesíthető acél fárasztásos vizsgálata során

Vizsgáló berendezés	Stresstech G3R
Miller index	Fe {211}
Sugárforrás	Cr Ka
Gyorsító feszültség, fűtőáram	28 kV; 8 mA
Kollimátor	\varnothing 3mm
Detektor ív	75 mm
Detektor konfiguráció	módosított Ψ
Detektor	helyzetérzékeny vonal
Expozíció	5 s
Anyagkonstansok	E: 211 GPa, ν 0,3
Döntések	5/5, $+45^\circ \dots -45^\circ$

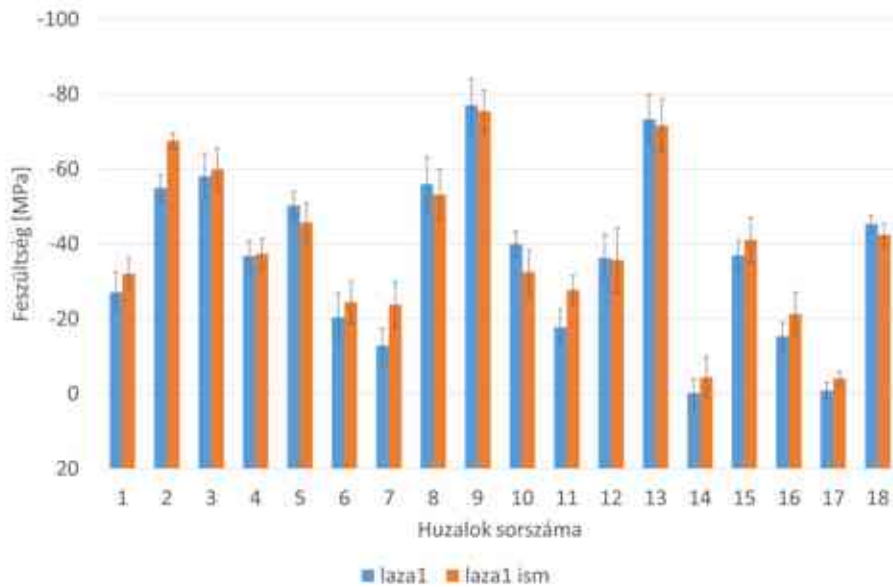
17. táblázat Röntgendiffrakciós vizsgálat paraméterei szemcseszórt alumínium sodraton

Vizsgáló berendezés	Stresstech G3R
Miller index	Al {311}
Sugárforrás	Cr Ka
Gyorsító feszültség, fűtőáram	30 kV; 7 mA
Kollimátor	\varnothing 1mm
Detektor ív	50 mm
Detektor konfiguráció	módosított Ψ
Detektor	helyzetérzékeny vonal
Expozíció	45 s
Anyagkonstansok	E: 70,6 GPa, ν 0,34
Döntések	7/7, $+45^\circ \dots -45^\circ$

7. Melléklet

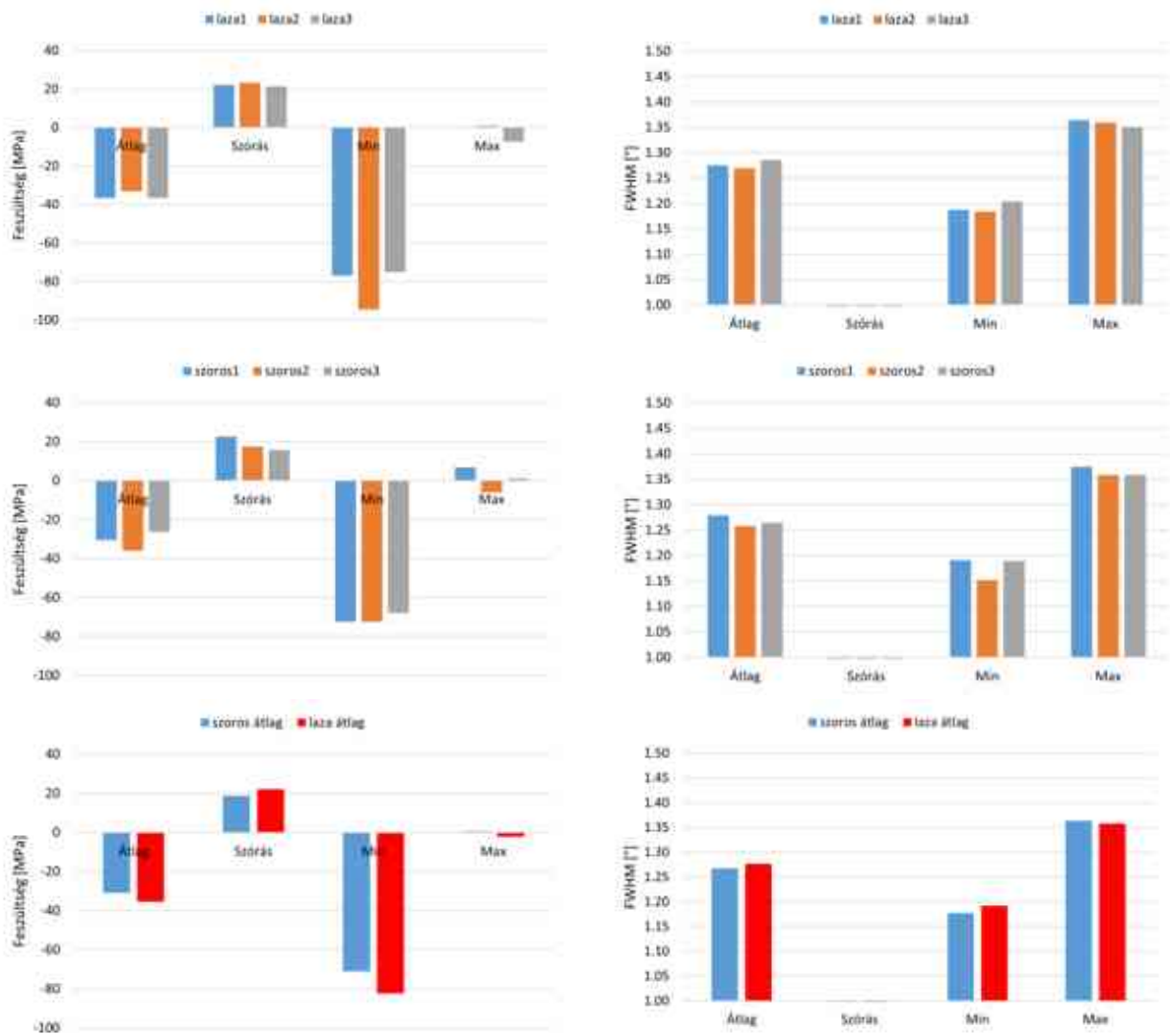
18. táblázat Röntgendiffrakciós vizsgálat paramétereit aluminium sodraton

Vizsgáló berendezés	Stresstech G3R
Miller index	Al {311}
Sugárforrás	Cr Ka
Gyorsító feszültség, fűtőáram	30 kV; 8 mA
Kollimátor	Ø 0.8 mm
Detektor ív	50 mm
Detektor konfiguráció	módosított Ψ
Detektor	helyzetérzékeny vonal
Expozíció	25 s
Anyagkonstansok	E: 70,6 GPa, ν 0,34
Döntések	5/5, +45°...-45°
Oscilláció	tílt $\pm 5^\circ$

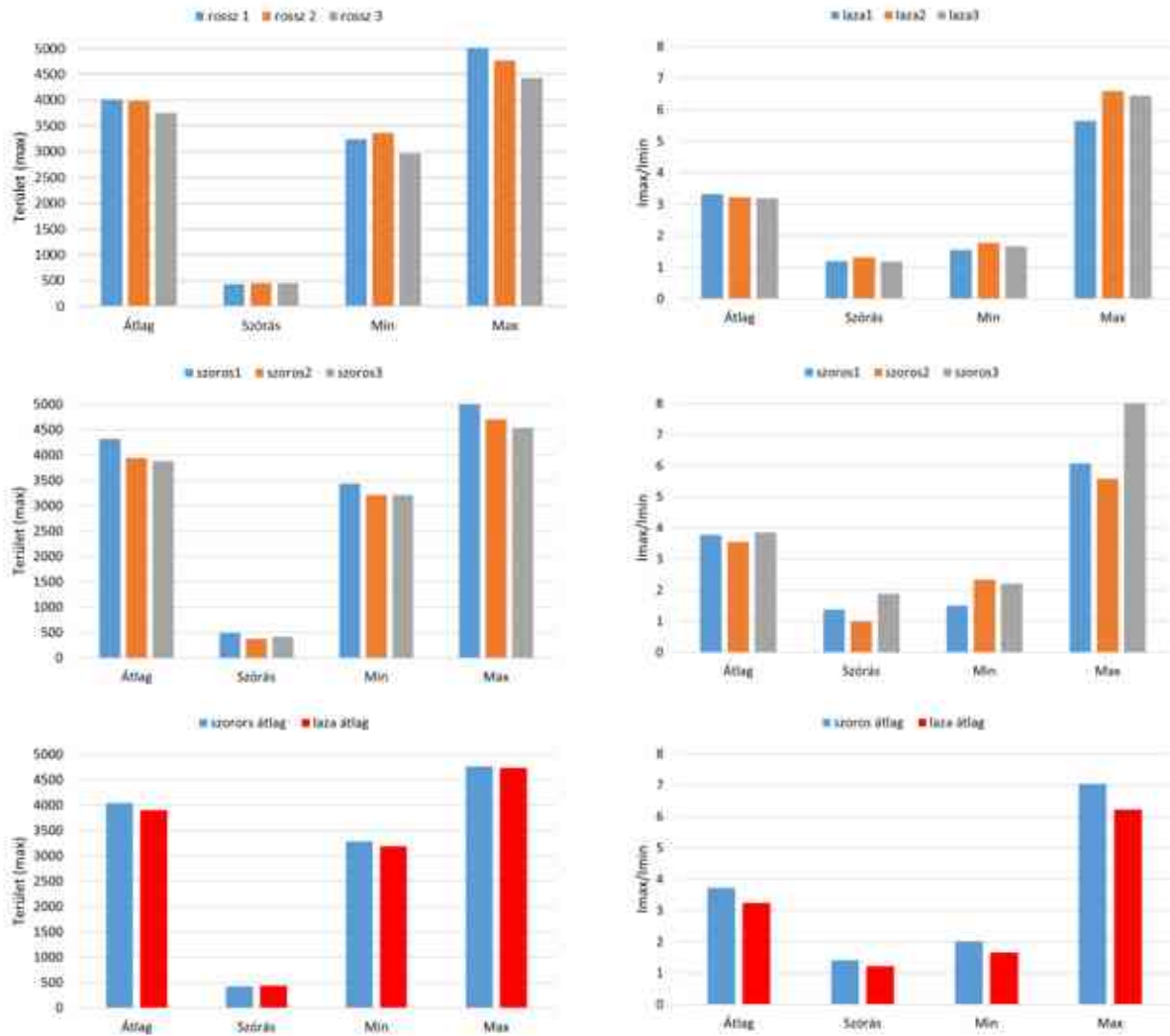


77. ábra A „laza” sodrony 1 jelű kerületen a 18 db huzalon mért tengely irányú feszültség, és a vizsgálat ismétlése

8. Melléklet



78. ábra „szoros” és „laza” sodrony huzaljain elvégzett nagyszámú mérés statisztikai értékelése a feszültség és a félértékszélesség (FWHM) adatokra vonatkozóan



79. ábra „szoros” és „laza” sodrony huzaljain elvégzett nagyszámú mérés statisztikai érzékelése az interferencia függvények területére és I_{max}/I_{min} hányadosára vonatkozóan