



# A plazmanitridálási hőmérséklet hatása az 1.3207 gyorsacél tulajdonságaira

## Effects of Plasma Nitriding Temperature on the Properties of 1.3207 Type High Speed Steel

Korsós Krisztián,<sup>1</sup> Kovács Dorina<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Gépészmérnöki kar, Anyagtudomány és Technológia Tanszék, Magyarország, Budapest, [korsos.krisztian@edu.bme.hu](mailto:korsos.krisztian@edu.bme.hu)

<sup>2</sup> Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Gépészmérnöki kar, Anyagtudomány és Technológia Tanszék, Magyarország, Budapest, [kovacs.dorina@gpk.bme.hu](mailto:kovacs.dorina@gpk.bme.hu)

---

### Abstract

Active screen plasma nitriding on HS 10-4-3-10 high-speed steel specimens was performed at three different low nitriding temperatures while trying to keep the other nitriding parameters uniform. In addition, two extra samples were made to increase the treatment time. Optical microscopic investigation and microhardness testing were performed on the segments of the samples, and their qualitative composition was determined by energy-dispersive X-ray spectrometry. Based on the measurements, it is stated that the hardness of the surface can be increased 50% with active screen plasma nitriding.

**Keywords:** *active screen, plasma nitriding, high-speed steel.*

### Összefoglalás

Kutatásunk során 1.3207 (HS10-4-3-10) gyorsacél próbatesten végeztünk aktív ernyős plazmanitridálást három különböző, kicsinek számító nitridálási hőmérsékleten, miközben a nitridálás további paramétereit egységesen tartottuk. Azt követően további két kezelést végeztünk eltérő nitridálási idő mellett. Az elkészült próbatestek keresztmetszetén mikroszerkezeti vizsgálatokat végeztünk, a felületi összetételüket energiadiszperzív röntgenspektrometriával határoztuk meg. Továbbá a keresztmetszeten és a felületeken vizsgáltuk a keménységet. Vizsgálataink eredményeként elmondható, hogy az aktív ernyős plazmanitridálás technológiájával jelentősen, akár 50%-kal is növelhető a kutatás során használt minta felületi keménysége.

**Kulcsszavak:** *aktív ernyő, plazmanitridálás, gyorsacél.*

---

## 1. Bevezetés

A 21. században egyre szigorúbbak az acélokkal szemben támasztott követelmények és komplexebbek az elvárások. Sokszor különböző mechanikai tulajdonságokat igényelnek az anyag felületén és keresztmetszetében. Ilyenkor megoldást jelenthet egy keresztmetszetben heterogén szövetszerkezet létrehozása, amire ma már két lehetőség is adott: megváltoztathatjuk a felület szövet-szerkezetét, vagy a felületi rétegben módosítjuk a kémiai összetételt. Az utóbb említett megoldáscsoportba tartozik az általunk választott termokémiai eljárás: a nitridálás [1, 2].

A nitridálás során adszorpció és diffúziós folyamatok segítségével nitrogént juttatunk az anyag felszínébe, ahol metalloidd fázisokat képezve létrehoz egy nagy keménységű kérget.

Az acélban a nitridálás milyenségét az eljárási paramétereken túl az acél karbon- és ötvözőtartalma befolyásolja. Az ötvözők hatása elsősorban – a vashoz hasonlóan – a nitrogénhez való affinitáson alapszik. A különböző nitridek képződéséhez szükséges szabadenergia alapján következtethetünk az egyes ötvözők stabilitására, és így módon megkülönböztethetünk erős, közepes és gyenge nitridképzőket.

Az ötvözőknek két jelentős hatása van a nitridálás során: diffúzió révén reakcióba lépnek a nitrogénnel, kemény nitrideket képezve növelik a felületi keménységet, továbbá lassítják a nitrogén diffúzióját, így csökkentve a kialakult kéreg mélységét. Ipari szempontból ugyanis nem a lehető legkeményebb felület a kívánatos, hanem a mély, mechanikailag ellenálló és leggazdaságosabban előállítható réteg kialakítása a cél [3].

Korábbi kutatásokban hagyományos plazmanitridálási eljárással már kezeltek gyorsacélokat [4, 5]. Akbari és társai [6] megállapították, hogy 8 órás nitridálás mellett 140 mm-es diffúziós zóna keletkezett vegyületi réteg nélkül, amely elszórva tartalmaz  $\text{Fe}_3\text{N}$ - és  $\text{Fe}_4\text{N}$ -kiválásokat. Kutatásunk során az 1.3207 gyorsacél anyagminőségen végeztünk el különböző hőmérsékleteken aktív ernyős plazmanitridálást, hogy feltárjuk, a keménységében és kopásállóságában kiváló gyorsacélnek növelhetők-e ezek a tulajdonságai, tekintettel a gyorsacélok jellemzően nagy ötvözet tartalmára.

## 2. Kísérleti módszertan

A következő fejezetben a választott anyag, technológia és vizsgálati módszerek ismertetésére kerül sor.

### 2.1. Alapanyag

A választott acél a kereskedelmi forgalomban kapható gyorsacélok között kiemelkedő keménységű és kopásállóságú, valamint rossz megmunkálhatósággal rendelkezik. Az acél alkalmazása szempontjából kiváló eszterga- és marószerszám nagyoló és befejező munkákhoz, famegmunkáló szerszámokhoz, nagy igénybevételű hidegmunkáló szerszámokhoz és szerszámbetétekhez.

A kiválasztott anyag ötvözői nitridképzők, és ernyőségük is nagy az acélban, így a kezelés eredményeként kimagasló felületi keménységre, ugyanakkor vékony rétegvastagságra számíthatunk [7]. A kutatáshoz használt anyagminőség névlegesen az ISO 4957 szabvány alapján a következő ötvözőket tartalmazza: 1,2–1,35% C,  $\leq 0,4\%$  Mn,  $\leq 0,45\%$  Si,  $\leq 0,03\%$  S, 3,8–4,5% Cr, 3,2–3,9% Mo, 3,0–3,5% V, 9,0–10,0% W, 9,5–10,5% Co, valamint Fe.

A kereskedelmi forgalomban HSS CO10 néven is kapható, 1.3207 (HS10-4-3-10) acélból  $12 \times 3 \times 160$  mm-es hasáb formájában, majd utólagos megmunkálással állítottuk elő a vizsgálatokhoz használt próbatesteket.

### 2.2. Az aktív ernyős plazmanitridálás

A felületkezelési eljárás során 100 mm átmérőjű és 8 mm lyukátmérőjű, ötvözetlen acél anyagú

### 1. táblázat. A vizsgálatokhoz előállított minták nitridálási paraméterei

Minta jele	Hőmérséklet (°C)	Idő (h)
1	360	5
2	440	5
3	520	5
4	360	8
5	520	8

aktív ernyőt használtunk. Az ernyő anyagának és próbatesttől való távolságának hatását elhanyagoltuk, tekintettel arra, hogy mind az 5 próbatestre egységesen hatnak ezek a paraméterek.

Egységes szinten tartottuk a feszültséget és 75N2-25H2 gázkeverék nyomását. Mivel a próbatestekre kitűzött hőmérséklet megtartása az elsődleges cél, így a teljes kezelési idő alatt esetenként szükséges volt kissé eltérnünk az egységes nyomástól vagy feszültségtől. A kezelési paramétereket és előállított mintákat az 1. táblázat tartalmazza.

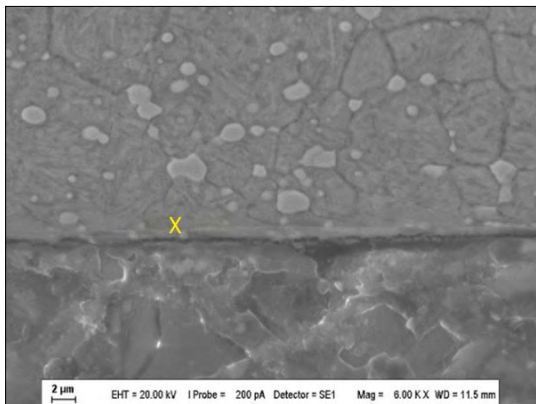
### 2.3. Vizsgálati módszerek

A próbatestekből a felületkezelést követően keresztmetszeti csiszolatokat állítottunk több lépésben SiC-tartalmú papíron csiszolással, majd 3 és 1  $\mu\text{m}$  gyémántszuszpenzióval történő polírozással. Az elkészült csiszolatokat Beraha II típusú marószerszettel [8] martuk.

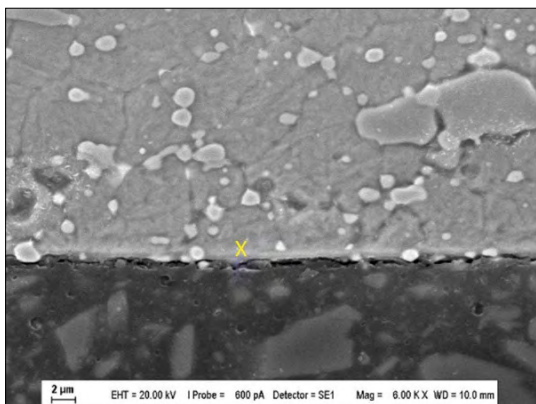
Pásztázó elektronmikroszkóppal (típusa: Zeiss Evo Ma 10) vizsgáltuk a kialakult felületi réteget, illetve energiadiszperzív röntgenspektrométerrel mértük meg a minták felületi nitrogéntartalmát, így bizonyítva a felületkezelések sikerességét, és megállapítva az eltérő kezelési hőmérsékletek hatásosságát. Végül 200 gramm terheléssel mértük a keménységet, felvéve a próbatestek keménységprofilját és a felületi keménységét, melyhez BUEHLER® IndentaMet™ 1100 típusú mikrokeménység-mérőt használtunk.

### 3. Vizsgálati eredmények

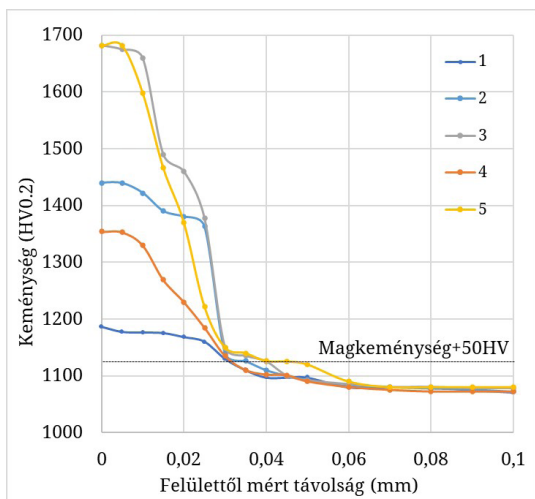
A pásztázó elektronmikroszkóppal végzett vizsgálatok szerint a gyorsacél minták felületén a teljes kezelési hőmérséklet-tartományon és kezelési idők alatt nem alakult ki vegyületi réteg, amely az 1. és 2. ábrán is megfigyelhető. Az energiadiszperzív röntgenspektrométerrel készített felületi-összetétel-vizsgálat megbízhatóan mérte a nitrogéntartalmat valamennyi mintán (2. táblázat). A mérést a keresztmetszeti csiszolatok mentén, a 2. ábrán sárgával jelölt részen végeztük el.



1. ábra. Az 520°C-on, 5 óráig kezelt minta metszete (sárga kereszt jelöli az anyagösszetétel meghatározásának helyét)



2. ábra. Az 520°C-on, 8 óráig kezelt minta metszete (sárga kereszt jelöli az anyagösszetétel meghatározásának helyét)



3. ábra. A minták keménységprofilja

2. táblázat. Keresztmetszeti csiszolaton mért összetétel a felszín alatti részen (tömegarányos, %)

No.	N	V	Mo	W	Co
1	3,03	1,25	1,93	5,15	9,57
2	4,56	1,09	2,3	4,21	9,91
3	6,18	5,75	4,35	11,7	9,79
4	6,99	2,73	3,90	8,56	8,55
5	13,0	2,46	4,33	9,45	9,52

3. táblázat. A diffúziós zóna rétegvastagsága

Minta jele	Rétegvastagság (μm)
1	31
2	36
3	40
4	33
5	45

Megállapítható tehát, hogy ugyan vegyületi réteg a mintákon nem keletkezett, diffúziós réteg viszont létrejött, amelynek nitrogéntartalma a kezelési hőmérséklet vagy kezelési idő növelésével növekszik.

Ez a jelenség a nagyobb hőmérsékleten gyorsabban zajló diffúzióknak vagy a jelenség zajlására rendelkezésre álló időnek tudható be [9].

A keménységmérés eredménye a 3. ábrán látható.

Jól látható, hogy a maximális keménységek növekedtek a hőmérséklet növelésével. A felvett görbék segítségével ISO 18203:2016 szabvány alapján meghatározásra kerültek a kialakult diffúziós rétegvastagságok, melyeket a magkeménység +50HV keménységet elérő pontnál vettük fel [10]. Az ezekből leolvasott értékeket a 3. táblázat tartalmazza.

#### 4. Következtetések

A gyorsacélok aktív ernyős plazmanitridálása során már kis hőmérsékleten is növelhető a felületi keménység, míg nagyobb alkalmazott hőmérséklet esetén a keménységnövekedés értéke jelentősen növekszik. Az idő növelésével nagyobb hőmérsékleten nem, kisebbben viszont eredményesen növelhető a felületi keménység.

A gyorsacélok nitridálásakor a hőmérséklet növelésével a diffúziós zóna rétegvastagsága minimálisan növelhető, de vegyületi réteg nem ala-

kult ki. A kezelési idő növelésével jelentősebben növelhető a kialakult diffúziós rétegvastagsága.

A gyorsacélok nagyfokú ötvözöttsége miatt vegyületi réteg nem alakítható ki aktív ernyős plazmanitridálással, 5–8 óra eljárási időtartam alatt, míg a diffúziós zóna már a legkisebb vizsgálati hőmérsékleten is létrejött.

### Köszönetnyilvánítás

Ezt a munkát a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Hivatal (NKFIH) támogatta az OTKA PD\_22 142307 támogatási szerződés keretében.

### Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Szabó A., Szlancsik A.: *Titán alapú aktív ernyős plazmanitridálás*. In: XXVIII. Nemzetközi Gépészeti Konferencia – OGÉT 2020. Kolozsvár, Románia, 354. 2020. 85–88.
- [2] Naeem M., Qadeer M., Mujahid Z., Rehman N. U., Díaz-Guillén J. C., Sousa R. R. M., Shafiq M.: *Time-resolved plasma diagnostics of cathodic cage plasma nitriding system with variable pulsed duty cycle and surface modification of plain carbon steel*. Surface and Coatings Technology, 464. (2023)  
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129542>.
- [3] Thelning K.: *Steel and its Heat Treatment*. Butterworths, 1984. 492–544.
- [4] Tier M., Bloyce A., Bell T., Strohaecker T.: *Wear of plasma nitrided high speed steel*, Surface Engineering, 14/3. (1998) 223–228.  
<https://doi.org/10.1179/sur.1998.14.3.223>
- [5] Kwietniewski C., Fontana W., Moraes C., Rocha A.da S., Hirsch T., Reguly A.: *Nitrided layer embrittlement due to edge effect on duplex treated AISI M2 high-speed steel*. Surface and Coatings Technology, 179/1. (2004) 27–32.  
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(03\)00795-3](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00795-3).
- [6] Akbari A., Mohammadzadeh R., Templier C., Riviere J.P.: *Effect of the initial microstructure on the plasma nitriding behavior of AISI M2 high speed steel*. Surface and Coatings Technology, 204/24. (2010) 4114–4120.  
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.05.042>
- [7] Davis J. R.: *Machining* ASM International, Ohio, ASM Handbook, 16. (1989) 51–59.
- [8] Renkó J. B., Szabó P. J.: *Investigation of the Effect of Over-Etching During Color Etching*. Acta Materialia Transylvanica, 5/1. (2022) 29–34.  
<https://doi.org/10.33924/amt-2022-01-07>
- [9] *Liquid nitriding of steels*. In: ASM Handbook 4A.: *Steel Heat Treating. Fundamentals and Processes*. (Szerk.: Dossett J. L., Totten G. E.), ASM International, Ohio, (1991) 680–689.
- [10] ISO 18203:2016: *Steel – Determination of the thickness of surface-hardened layers*