

VÁLASZ

Prof. Dr. Tóth László bírálataira

Tisztelettel köszönöm Bírálóm gondos munkáját, dolgozatom alapos áttekintését, valamint hasznos és építő jellegű kritikáit, kérdéseit.

Válaszomban követem a bírálat szerkezetét.

Formai értékelés

Az üres oldalak azért vannak benne, hogy ha kétoldalasra nyomtatjuk, akkor az új fejezet mindig páratlan oldalon kezdődjön. Végül nem kétoldalasra nyomtattam, így feltűnőek ezek az oldalak. Az egyéb szerkesztési hibákért elnézést kérek. Az ideális szemcsealakra használt szó helyesen tetrakaidekaéder, a tetraidekaéder elütés.

Tartalmi értékelés

Az alakváltozás megadásának módja valóban nem egységes, mentségemre szóljon, hogy az eredeti forrásban használt jelölést vettem át, de valóban egységesíteni kellett volna.

Az él- és csavardiszlokáció kifejezéseket a hagyományos értelmezés szerint használom: az éldiszlokációnál a diszlokáció vonala merőleges a Burgers-vektorára (ami a diszlokáció által okozott elemi deformáció iránya és nagysága), emiatt az éldiszlokáció csak egy síkban tud csúszni, csúszósíkot csak másszással tud váltani. A csavardiszlokációnál a diszlokáció vonala párhuzamos a Burgers-vektorral (vagy akár egybe is esik vele), így elvileg végtelen számú síkban tud csúszni, csúszósíkot könnyedén vált keresztcsúszással.

A különböző állapotú fémek diszlokációsűrűségére vonatkozó kérdésre azt tudom válaszolni, hogy a kilagyított állapothoz kb. 10^6 - 10^7 $1/\text{cm}^2$ diszlokációsűrűség tartozik. Áttérve az $1/\text{m}^2$ mértékegységre ez 10^2 - 10^3 $1/\text{m}^2$ diszlokációsűrűséget jelent. Az erősen alakított fémek diszlokációsűrűsége 10^{12} - 10^{13} $1/\text{m}^2$ lehet, az általam vizsgált anyagokban a diszlokációsűrűség elérte a 10^{15} $1/\text{m}^2$ nagyságrendet. Hozzá kell tenni, hogy az egyes módszerekkel (röntgen vonalprofil analízis, EBSD) mért diszlokációsűrűségek jelentős mértékben eltérhetnek egymástól. A röntgen vonalprofil-analízis rácsdeformációból határozza meg a diszlokációsűrűséget, míg az EBSD a miszororientációból. Így pl. egy diszlokáció-dipól okozhat rácsdeformációt, de nem okoz miszororientációt, azaz a röntgenes mérésben diszlokációsűrűség-növekedést észlelünk, az EBSD-s mérésben pedig nem.

A nemegyensúlyi cellahatárok alatt a diszlokációs cellaszerkezetben található diszlokációfalakat értjük. A cellafal így nagy diszlokációsűrűségű és ennek megfelelően nagyobb szabad energiájú, mint az egyensúlyi szemcsehatárok. A cellafalra jellemző továbbá, hogy a cella belsejéből származó rácsdiszlokációk a cellafalnál feltorlódnak, viszonylag „vastag” határfelületet kialakítva.

Az egyensúlyi cellahatárok tulajdonképpen már a nanoszemcsés anyagok szemcsehatárai, sokkal vékonyabbak, mint a nemegyensúlyi határok, legfeljebb néhány rácsparaméter „vastagságúak” és szerkezetük kialakításában nem csak rács-, hanem szemcsehatár diszlokációk is részt vesznek. Dolgozatomban a 8. ábra vázolja, hogy milyen folyamatok révén válik a nemegyensúlyi cellahatár egyensúlyi, tulajdonképpen szemcsehatárrá.

Az „öntemperálás” kifejezés a szakirodalmi összefoglalóban hangzik el, az ott hivatkozott cikkből vettem át. Jelentése: a kis karbontartalom miatt megnő az M_s hőmérséklet, ami miatt a karbon diffúziója is intenzívebbé válik, és a keletkezett martenzit egy része megeresztődik. Tulajdonképpen „önmegeresztés”-t kellett volna írni, de az eredeti cikk az öntemperálás szót használta.

A többtengelyű kovácsolással kapcsolatban említett „a minta tönkremenetele” kifejezés alatt azt értem, hogy ekkora mértékű alakváltozás létrehozása pl. hengerléssel szinte lehetetlen, hiszen a minta olyan mértékű vastagságcsökkenést szenvedne el, ami további vizsgálatát lehetetlenné tenné. Hasonlóképpen pl. kaliberhengerlésnél volt ilyen tapasztalatom, hogy az alakváltozás egy bizonyos határon túli növelése a minta elrepedését, a későbbi vizsgálatokra való alkalmatlanságát okozta.

Az ausztenites acél többciklusos kaliberhengerlésével kapcsolatban Bíráló felveti a reprodukálhatóság kérdését. Természetesen több minta kiértékelésére volt módom, és az EBSD-vel meghatározható paraméterek (szemcseméret, CSL-határok aránya, „jó” hármaspontok aránya és újrakristályosodott hányad) a dolgozatban megadott értékhez képest $\pm 10\%$ -on belül szórnak. A diszlokációsűrűség-mérést csak az egyik, legjellemzőbbnek tartott mintasorozaton végeztük el, így ennek a mérésnek nem tudom megadni a szórását. Viszont tapasztalatunk szerint a diszlokációsűrűség mérése nagyfelbontású vonalprofil-analízissel megbízható (néhány százalékon belüli szórású) eredményt ad, így maga a mérés nem okoz reprodukálhatósági problémát.

A térben középpontos köbös rácsú (ferrites) acél többtengelyű kovácsolásával kapcsolatban Bíráló az alakítási hőmérsékletek megválasztásának okát kérdezi: „milyen megfontolások alapján lettek kiválasztva az alakítási hőmérsékletek, ill. a mindössze $723-716=7^{\circ}\text{C}$ különbség milyen következtetésekre adhat lehetőséget?” Válaszom: az első két alakításnál az volt a lényeg, hogy az alakítás még az ausztenites mezőben történjen, hogy az ausztenit elérje a telítési diszlokációsűrűséget. A harmadik alakítás pontosan az ausztenit-ferrit átalakulásának kezdőhőmérsékletén történt, ami az éppen létrejövő ferritszemcsék méretének további csökkenését okozta. A negyedik alakítás hőmérséklete a heterogén ferrit-ausztenit mezőbe esik, ezáltal a ferritfázis dinamikusan újra tud kristályosodni, ami további szemcsefinomodáshoz vezet. Az ötödik alakítás az acél A_1 hőmérsékletén történt, ahol a ferrit dinamikus újrakristályosodása állította be a végső szemcseméretet. A nagy lehülési sebesség és a mangántartalom miatt ennek az acélnek az A_1 hőmérséklete 688°C -ra adódik.

A térben középpontos tetragonális martenzit hengerlés utáni hőkezelésével kapcsolatban Bíráló azt kérdezi, hogy miért választottam az 550°C -on egy órán át történő izzítást. Válaszom: ez a hőmérséklet bizonyult a legjobbnak (többet is kipróbáltam) abból a szempontból, hogy a martenzitben felhalmozódott diszlokációk egy része eltűnjön, és

nagyszögű határok jöjjenek létre, de a szemcsedurvulás még ne induljon meg. Be is vált ez a hőmérséklet a keletkezett bimodális szemcseszerkezet révén. A hőmérséklet konkrét értékét keménységmérési eredményekből határoztam meg: 550 °C-os megeresztés után kezdett a keménység csökkenni.

Tézisekre vonatkozó észrevételek

A téziseket a három vizsgált anyag szerint csoportosítottam: az 1-3 tézis az ausztenites acél kaliberhengere kapcsán, a 4-6 tézis a nagy hőmérsékletéről nagy sebességgel hűtött acél minta többtengelyű kovácsolása után, a 7-10 tézis a nagy hőmérsékletéről edzett, hengerelt majd megeresztett acél vizsgálata kapcsán fogalmazódott meg, ily módon követi a Bíráló által elfogadhatónak tartott logikát, bár a számozásban ez a csoportosítás nem jelenik meg. A Bíráló által javasolt tézis-megfogalmazást köszönettel elfogadom, azzal a megjegyzéssel, hogy tudomásom szerint a doktori eljárás jelen szakaszában nem áll módomban a téziseimet átfogalmazni. Emiatt kérem Bírálóm, hogy amennyiben az eredeti téziseimben foglalt tudományos eredményeket el tudja fogadni, csak a tézisek *megfogalmazásával* nem ért egyet, fogadja el megállapításaimat új tudományos eredményeknek.

Összefoglalás

Ismételten szeretném megköszönni az alapos és építő jellegű bírálatot, bízom benne, hogy válaszaimat elfogadhatónak találja.

Budapest, 2012. 12. 08.

Szabó Péter János