



A lézeres hegesztés technológiájának hatása a léces martenzites szerkezetű, vékony acéllemezek

Laser Welding Parameters Effect on Microstructure of Lath Martensitic Steels Sheets

Fábián Enikő Réka

Óbudai Egyetem, Bánki Donát Gépész és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar, Anyag- Gyártástudományi Intézet, Anyagtechnológiai Intézeti Tanszék. Budapest, Magyarország, fabian.reka@bgk.uni-obuda.hu

Abstract

In this study lath martensitic microstructure in S235JR and Mn-B alloyed steel sheets were produced. The Mn-B steel used as A and B pillar at autocars Laser welded blanks are an innovative way for automakers to reduce the weight of their vehicles while improving safety at the same time. We created welded joints with different parameters. Welding with 4100mm/min speed the weld metal hardness is similar to the late martensitic base material, and only a narrow heat affected zone is softened. Welding with lower speeds resulted softening of the weld metal and a double heat-affected zone: hard next to the weld metal and soft outside it.

Keywords: *lath martensite, laser welding, hardness.*

Összefoglalás

Ebben a tanulmányban martenzites szövetszerkezetet hoztunk létre S235JR és Mn-B ötvöztetésű acéllemezekben. A Mn-B ötvöztetésű acél az autók A és B oszlopaként használatos. A lézeres hegesztés innovatív megoldást jelent az autógyártók számára a járművek súlyának csökkentése és a biztonság javítása érdekében. Különböző paraméterekkel hegesztett kötéseket hoztunk létre. 4100 mm/perc sebességgel történő hegesztéskor a varrat keménysége hasonló a martenzites alapanyaghoz, és csak egy keskeny hőhatásövezet lágyult ki. Kisebbséggel történő hegesztés a varratfém kilágyulását és kettős hőhatásövezetet eredményezett: nagy keménységű szövetszerkezetet a varrat mellett és lágyat azon kívül.

Kulcsszavak: *léces martenzit, lézeres hegesztés, keménység.*

1. Bevezetés

Az acélok martenzites szövetszerkezetének jellegzetességei az acél szénttartalmától függenek. Krauss szerint [1] edzéskor, ha a karbontartalom 0,6 alatt van, léces martenzit jön létre a szövetben. 0,6–1%-ig vegyes, kevert szövetről beszélhetünk, amely a növekvő karbontartalommal egyre inkább lesz lemezes szerkezetű, mintsem léces. 1% feletti karbontartalom esetén lemezes martenzitet kapunk. Irodalmi adatok azt mutatják, hogy 0,6% C-tartalom alatt jelenik meg léces martenzit, de 0,3% C alatt jelenik meg tisztán ez a szerkezet ausztenites állapotból gyors hűtés hatására [2, 3]. A léces martenzit egymással párhuzamosan elhe-

lyezkedő, krisztallitokból, úgynevezett lécekből áll. A léces martenzitnek jellegzetesen többszintű a mikroszerkezete. Az átalakuló ausztenit néhány köteget tartalmaz. Az egyes kötegek nagyszögű szemcsehatárokkal határolt blokkokból állnak, amelyeket pedig lécek alkotnak [4]. A léces martenzites szövetszerkezetek kialakulásával, krisztálytani vizsgálatával kapcsolatban számos cikk jelent meg az utóbbi években [5, 6]. A C-tartalom növelésével egyre finomabb a blokk és a kötegek szerkezete [7, 8]. A karbontartalom és az ötvöztetés függvényében a kutatók nagy hőmérsékletről gyors hűtéssel hozták létre a léces martenzitet [7, 8, 9, 10]. Minél kisebb a széntartalma az acélnek,

a tiszta lécesmartenzites szövet létrehozása érdekében annál nagyobb kell legyen az ausztenítési hőmérséklet és gyorsabb a hűtési sebesség [9, 10]. Bórral mikroötvözött nagy szilárdságú acélban ($C = 0,25\%$, $Mn = 1,20\%$) már $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ról indulva, $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ hűtési sebességgel való hűtéssel létrehozható közel 100% léces martenzit, $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ hűtési sebességgel közel 71% martenzit és 29% ferrit alakul ki [11]. Egy másik kísérletsorozatban Morito és társai [12] nagy nikkeltartalmú maraging acélt és két, bórral mikroötvözött, nagyon kis C-tartalmú acélt vizsgáltak. Mindhárom acélt $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ -os ausztenítésítési hőmérsékletről hűtötték jeges sós vízben.

Az autóiparban az A és B oszlopok kialakítására használják a bórral és mangánnal ötvözött, présedzéssel kialakított martenzites szövetszerkezetű acélokat [13]. A léces martenzit képes elviselni jelentős mértékű alakváltozást [14]. Az autóipar anyagmegtakarítás céljából célozza bevezetni a lézeres hegesztéssel való kötéseket nagy szilárdságú acélokra [15].

2. Kísérleti anyagok, kísérleti háttér

A kísérletekhez S235JR és az autóiparban PHS 1500 présedzésű acélként ismert (az Acelor mitalnál Usibor® 1500 márkanevet viselő) anyagot használtunk. Az utóbbi acél vegyi összetétele a gyártói [16] adatlap szerint: $C = 0,22\%$, $Mn = 1,3\%$, $B = 0,0035\%$, $Si = 0,25\%$.)

Hőkezelés előtt a PHS 1500 acéllemez felületén levő bevonati réteget eltávolítottuk. Ezt követően laborkemencében a mintákat $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ -os hőmérsékleten ausztenítésítettük, majd azokat jeges vízben edzettük le. A minták edzés utáni szövetszerkezetét az 1. ábrán láthatjuk. A kisebb széntartalmú, ötvözetlen acéllemez átlagos keménysége

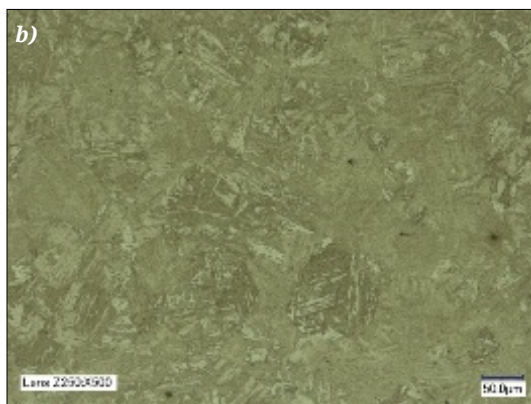
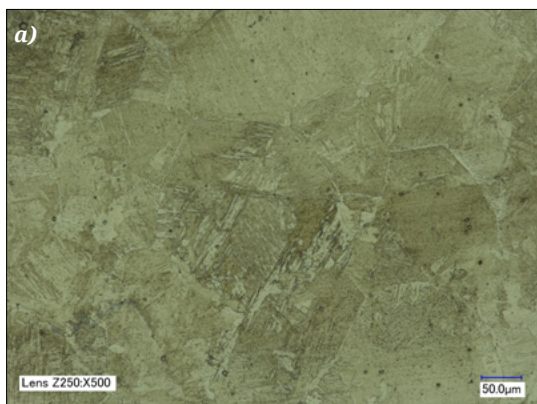
293HV1 , a Mn-B ötvöztetésű minta lemez keménysége 450HV1 volt hőkezelés utáni állapotban

A hőkezelt mintákat összeillesztés után Trump TLF 5000 turbo típusú CO_2 -berendezéssel hegesztettük. A hegesztési sebesség csökkentésével a fókuszolt helyzetét módosítani kellett a megfelelően átmenő varrat kialakítása érdekében. A vizsgálat céljából beállított technológiai adatokat az 1. táblázat tartalmazza, az itt ismertetett hegesztési paramétereket tapasztalati adatok alapján határoztunk meg.

1. táblázat. A hegesztési adatok

Nr	Teljesítmény (W)	Módszer	Sebesség (mm/min)	Fókusz-helyzet (mm)
I	5000	CW	4100	0
II	5000	CW	2500	+5
III	5000	CW	1300	+7,5
IV	5000	CW	1050	+10

A mintákból metallográfiai csiszolatokat készítettünk. A darabolást metallográfiai vágógépen vízhűtés mellett végeztük. A kereszttirányba beágyazott mintákat a metallográfia hagyományos módszereivel készítettük elő, majd Keyence VHX-2000E típusú fénymikroszkóppal vizsgáltuk. A fénymikroszkópos vizsgálat után a mintákat ultrahangos keménységmérésnek vetettük alá. A keménységmérést s Krautkramer Branson Microdur II. típusú berendezéssel hajtottuk végre. A terhelőerő minden esetben 1 kg volt. A mintákon a koronarészhez közel eső felületnél mértük a keménységváltozást úgy, hogy minden esetben az alapanyag-hőhatásövezet-varratfém-hőhatásövezet-alapfém a mérési tartományt képezze.



1. ábra. A mintalemez szövszerkezete hőkezelés után:

a) S235JR anyagú mintalemez b) Mn-B ötvöztetésű mintalemez

3. Vizsgálati eredmények

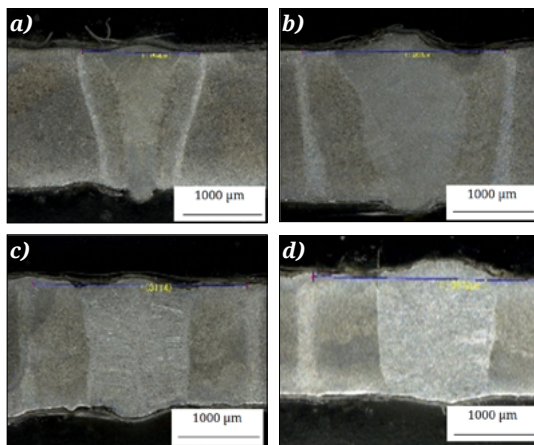
A 22Mn B6 anyagminőségnél az alkalmazott technológiai adatok mellett a varratok teljes keresztmetszetben kialakultak. Jelentős porozitást, repedéseket nem tapasztaltunk (2. ábra), annak ellenére, hogy az alapanyag nagy szilárdságú, és vagy a varratban, vagy a hőhatásövezetben nagy keménységű szövetszerkezet kialakult, ahogy azt a keménységmérési eredményeket szemlélítető 3. ábrán láthatjuk.

Ahogy azt a keménységmérési eredmények mutatják, 4100 mm/perc sebességgel való hegesztéskor az 1 mm-t alig meghaladó szélességű varratfém keménysége megegyezik a lécesmartenzites alapanyag keménységével. A nagyon keskeny hőhatásövezetben csökkent a keménység 310–330 HV1-re. A 2500 mm/perc hegesztési sebesség mellett a varratfém középvonalaiban és a keskeny hőhatásövezetben csökkent a keménység 310 HV1-re, a varratfém jellemzően 400 HV1 fölötti keménységű annak ellenére, hogy a varratfém szemcsehatárai ferritesek (4. ábra). A III. minta varratfémének középső, 0,8 mm-es tartományában a keménység 250–290 HV1 közé esett, majd 0,7 mm-es nagy keménységű (470–500 HV1) hőhatásövezetet keskeny 310 HV1 keménységű hőkezelődött tartomány követ. 1050 mm/perccel való hegesztéskor alakult ki a legkisebb keménységű (240–270 HV1) varratfém 1,8 mm szélességben, mely mellett 0,5 mm-es szélességben alakult ki 400 HV1 fölötti szövetszerkezet, melyen kívül egy keskeny tartományban esett le a keménység 300 HV1 alá.

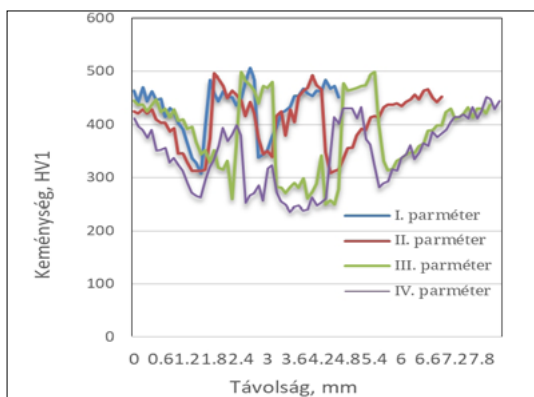
Bár a keménységek az 500 HV1-et is elérték, repedéseket egyetlen mintán sem találtunk. A repedéskeletkezés szempontjából számunkra kedvezőbb tulajdonság egyik magyarázata a köbös rács-szerkezet [17]. Bórral mikroötvözött acéloknál irodalmi adatok azt mutatják, hogy a lehűlési sebesség nem elég nagy ahhoz, hogy a bóros kiválások következtében szemcsehatármenti repedések jöjjenek létre [18].

A kis szénttartalmú, ötvözetlen martenzitesre edzett acéllemezmintákat hegesztve az 1. táblázat adatai szerint azt tapasztaltuk, hogy már 4100 mm/perc hegesztés mellett keskeny átmenő varrat jött létre, ahogy azt az 5. ábra felvételein is láthatjuk. A legnagyobb hegesztési sebesség alkalmazásakor a varratfém keménysége megegyezik a martenzites alapanyagával, majd egy keskeny (0,3 mm szélességű) hőhatásövezeti kilágylást tapasztalhatunk, ahogy azt a 6. ábra is mutatja.

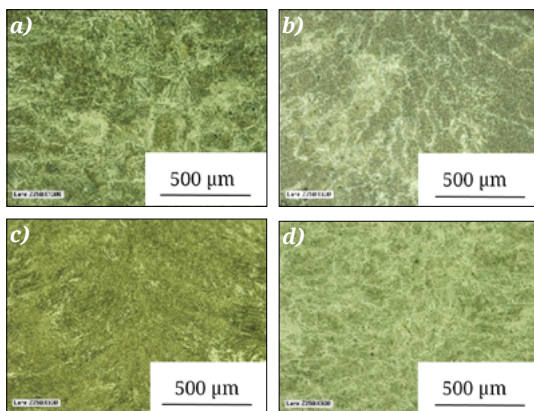
A 2500 mm/perc hegesztési sebesség mellett a



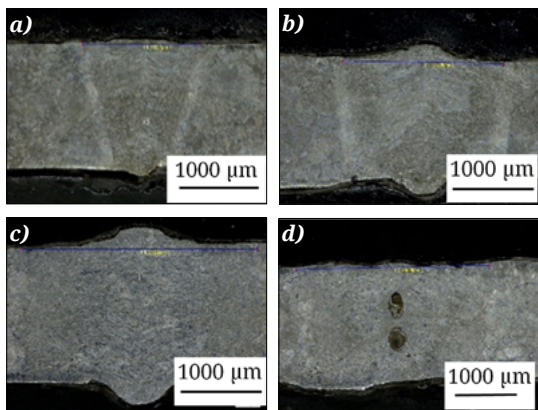
2. ábra. A Mn-B ötvözésű acélminták varratai.
a) $v = 4100$ mm/min, b) $v = 2500$ mm/min,
c) $v = 1300$ mm/min, d) $v = 1050$ mm/min



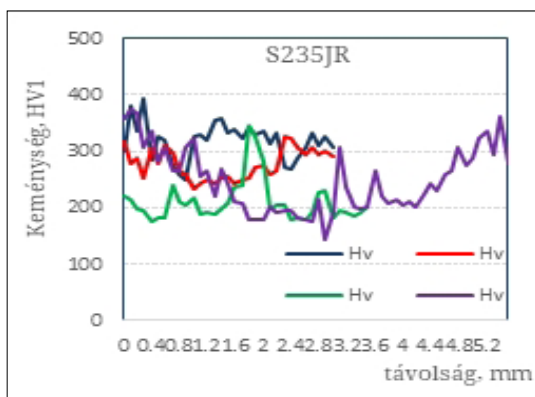
3. ábra. A hegesztési sebesség hatása a keménység-változásra a varratban és annak környezetében a Mn-B ötvözésű anyagnál



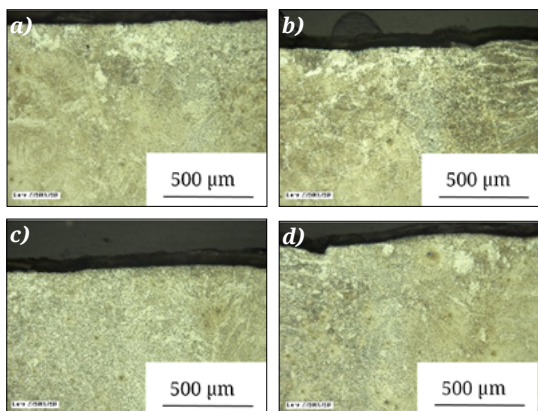
4. ábra. A Mn-B ötvözésű acélminták varratfémének szövetszerkezete. a) $v = 4100$ mm/min,
b) $v = 2500$ mm/min, c) $v = 1300$ mm/min,
d) $v = 1050$ mm/min



5. ábra. Az S235JR minőségű acélminták varratai.
a) $v = 4100$ mm/min, b) $v = 2500$ mm/min,
c) $v = 1300$ mm/min, d) $v = 1050$ mm/min



6. ábra. A hegesztési sebesség hatása a keménység-változásra a varratban és annak környezetében az S235JR anyagú lemeznél



7. ábra. Az S235JRG acéllemezek különböző hegesztési sebességekhez kötődő hőhatásövezetei
a) $v = 4100$ mm/min, b) $v = 2500$ mm/min,
c) $v = 1300$ mm/min, d) $v = 1050$ mm/min

varratfém 240–250 HV keménységű lett, a 0,2–0,3 mm-es tartományban eléri a martenzites alapanyag jellegzetes keménységét, majd csekély lágyulást tapasztalhatunk a keskeny hőhatásövezetben.

A 2500 mm/perc hegesztéskor a varratfém kilágyult, a hőhatásövezetben tapasztaltunk keménységnövekedést.

1300 mm/perc hegesztéskor a varratfém és hőhatásövezet jellegzetes keménysége 200 HV1 körüli, egy-két kiugró értékkel. Amikor 1050 mm/perc hegesztési sebességet alkalmaztunk a varratban, nagy porozitásokat találtunk, a keménység több mint 2 mm szélességben 200 HV1 alatti, és fokozatosan emelkedett az alapanyag felé. A porozitás kialakulása a túl kis hegesztési sebességnek tulajdonítható. Irodalmi adatok vannak arra vonatkozóan, hogy a lézersugaras hegesztéskor, ha a hegesztés sebessége nem elég nagy, akkor a hegesztés kezdetekor plazmacsatorna kezd kialakulni, majd a plazmacsatorna mélyül. Ezt követően az olvadék áramlási viszonyai miatt a plazmacsatorna beomlik, a gázzárvány az anyagban marad, majd a plazmacsatorna újra elkezd kialakulni [19].

A varratok hőhatásövezetében kialakuló keménységek a szövetszerkezet-változásokkal magyarázhatók.

4. Következtetések

A kis széntartalmú léces martenzites acélok lézersugaras hegesztésekor repedések a varratban, annak hőhatásövezetében nem alakultak ki, még ha a keménység az 500 HV1-et is közelítette. A 4100 mm/perc hegesztési sebesség az autóiparban használatos lemezvastagságoknál teljes átolvadást eredményez, a varratfém keménysége közelíti a hőkezeléssel kialakított lécesmartenzit keménységét, keskeny kilágyuló hőhatásövezettel mindkét vizsgált acélminőségénél. A Mn- és B-ötvezésű anyagnál az 1300 mm/perc hegesztési sebességnél lágyult ki a varratfém, míg az S235JR anyagnál már a 2500 mm/perc hegesztés is lágyulást okozott. Az 1050 mm/perc hegesztési sebesség túl kicsi, a varrathoz mérten nagy méretű porozitások is kialakultak az S235JR acéllemeznél.

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Krauss G.: *Principles of Heat Treatment of Steel*. ASM international, USA, Materials Park, Ohio, 1980. 52.
- [2] Stormvinter A., Peter Hedström P., Borgenstam A.: *Investigation of Lath and Plate Martensite in a Carbon Steel*. Solid State Phenomena, 172–174.

- (2011) 61–66. ISSN 1012-0394.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.61>
- [3] Galindo-Nava E. I., Rivera-Díaz-del-Castillo P. E. J.: *Understanding the factors controlling the hardness in martensitic steels*. Scripta Materialia, 110. (2016) 96–100. ISSN 1359-6462.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.08.010>.
- [4] Sandvik B. P. J., Wayman C. M.: *Crystallography and substructure of lath martensite formed in carbon steels*. Metallography, 16/2. (1983) 199–227.
[https://doi.org/10.1016/0026-0800\(83\)90005-8](https://doi.org/10.1016/0026-0800(83)90005-8)
- [5] Kelly P. M.: *Crystallography of lath martensite in steels*. Materials Transactions. JIM (Japan), 33/3. (1992) 235–242.
<https://doi.org/10.2320/matertrans1989.33.235>
- [6] Ball J. M., Carstensen C.: *Nonclassical austenite-martensite interfaces*. Le Journal de Physique, IV. 7(C5), (1997) 35–40.
<https://doi.org/10.1051/jp4:1997505>
- [7] Morito S., Tanaka H., Konishi R., Furuhashi T. & Maki T.: *The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys*. Acta Materialia, 51. (2003) 1789–1799.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00577-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00577-3)
- [8] Morito S., Adachi Y., Ohba T.: *Morphology and Crystallography of Sub-Blocks*. Materials Transactions, 50/8. (2009) 1919–1923.
- [9] Fábián E. R., Kótai Á.: *A léces martenzit viselkedése hőkezelés hatására*. Acta Materialia Transylvanica, 1/1. (2018). 26–30.
<https://doi.org/10.2478/amt-2018-0007>
- [10] Szabó P. J.: *Intenzív alakítási és hőkezelési folyamatok mikroszerkezetre gyakorolt hatásának értelmezése visszaszórt elektrondiffrakcióval*. BME 2012, MTA doktori mű.
- [11] Lopez Granados N. M., Salinas Rodriguez: *A 'EBSD Investigation on Effect of Cooling Rate on Microstructure and Transformation Textures of High Strength Hot-rolled Steel Plates*. Journal of Iron Steel Research International, 23/3. (2016) 261–269.
[https://link.springer.com/article/10.1016/S1006-706X\(16\)30043-7](https://link.springer.com/article/10.1016/S1006-706X(16)30043-7)
- [12] Morito S., Huang X., Furuhashi T., Maki T., Hansen N.: *The morphology and crystallography of lath martensite in alloy steels*. Acta Materialia, 54. (2006) 5323–5331.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.07.009>
- [13] Tisza M.: *Hot Forming of Boron Alloyed Manganeese Steels*. Materials Science Forum, 885. (2017) 25–30.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.885.25>
- [14] Huang J., Li L., Luo Z., Huang M., Peng Z., Gao J., Ke H., Liang Z.: *Improving the ductility of ultra-high strength lath martensite through heterogeneous carbon distribution*. Journal of Materials Research and Technology, 27/November–December (2023) 8209–8215.
- [15] Autóipari alkalmazások. Újdonságok az autópár területén. https://automo-tive.arcelor-mittal.com/tailored_blanks_home/LWB_home/LWB_hotstamping (letöltve: 2025. december 18.)
- [16] Press Hardening Steel Grades, World Auto Steel. <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/phs-grades/> (letöltve: 2025. december 12.)
- [17] Babu S. R., Nyssönen T., Matias Jaskari M., Järvenpää A., Davis T. P., Pallaspur S., Kömi J., Porter D.: *Observations on the Relationship between Crystal Orientation and the Level of Auto-Tempering in an As-Quenched Martensitic Steel*. Metals 9/12. (2019) 1255.
<https://doi.org/10.3390/met9121255>
- [18] Bai J., Jin S., Liang Ch., Li X., You Z., Zhao Y., Liu L., Sha G.: *Microstructural origins for quench cracking of a boron steel: Boron distribution*. Materials Characterization, 190. (2022) 112022. ISSN 1044-5803.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112022>
- [19] Runqi Lina Hui, Wangb Fenggui, Lua Joshua, Solomonb Blair E. Carlsonb: *Numerical study of keyhole dynamics and keyhole-induced porosity formation in remote laser welding of Al alloys*. International Journal of Heat and Mass Transfer, 108. Part A, May (2017) 244–256.