

Karakterisasi *Billet* Paduan Magnesium Hasil Daur Ulang dengan Metode *Direct Chill Casting*

Pratyas S. Hayyaulia¹, Kardo Rajagukguk², Urip A. Salim³, Muslim Mahardika⁴,
Suyitno⁵, dan Budi Arifvianto⁶

Departemen Teknik Mesin dan Industri, Fakultas Teknik, Universitas Gadjah Mada^{1-4, 6}
Centre for Innovation of Medical Equipment and Devices (CIMEDs), Universitas Gadjah Mada¹⁻⁶

Departemen Teknik Mesin, Fakultas Teknik, Universitas Tidar⁵

e-mail: pratyassarahhayyaulia@mail.ugm.ac.id¹, kardo.rajagukguk@ms.itera.ac.id², urip-as@ugm.ac.id³,
muslim_mahardika@ugm.ac.id⁴, suyitno@untidar.ac.id⁵, budi.arif@ugm.ac.id⁶

ABSTRACT

Direct chill casting is a semi-continuous casting process that creates products in the form of billets, ingots, etc. This research investigates the potential of direct chill (DC) casting as a recycling method for magnesium alloy scrap. Magnesium alloy scrap was melted and cast into billets at a casting speed of 56 mm/min, 100 mm/min, and 82 mm/min using a DC casting setup. The pouring temperature of the magnesium alloy was kept 720°C with a constant cooling air flow of 11.4 liters/min. A billet produced by DC casting with a casting speed of 82 mm/min had fewer visual defects compared to that produced with a casting speed of 56 mm/min and 100 mm/min. The lowest porosity percentage was produced from a casting speed of 82 mm/min, i.e., 0.7%. Microstructural analysis revealed a dendritic morphology across all casting speed. The result of hardness measurement showed the highest value, i.e., 329 HVN or 3.23 GPa, for a billet produced at 100 mm/min.

Keywords: *Direct chill casting, recycle, magnesium alloys, bottom block speed, visual defect*

ABSTRAK

Direct chill casting merupakan proses pengecoran semi kontinyu yang menghasilkan produk berbentuk *billet*, *ingot*, dan lain-lain. Penelitian ini bertujuan untuk mengaplikasikan *direct chill casting* sebagai metode daur ulang *scrap* magnesium. Material yang digunakan adalah *scrap* paduan magnesium yang dilebur kembali menggunakan tungku krusibel dan dilanjutkan dengan proses pengecoran menggunakan metode *direct chill* (DC) *casting*. Proses pengecoran dilakukan bertahap dengan menggunakan kecepatan pengecoran sebesar 56 mm/menit, 100 mm/menit dan 82 mm/menit. Temperatur tuang magnesium paduan sebesar 720°C dengan debit air pendingin konstan sebesar 11,4 liter/menit. *Billet* hasil DC *casting* dengan kecepatan pengecoran sebesar 82 mm/menit memiliki cacat visual yang lebih sedikit dibandingkan dengan *billet* hasil DC *casting* dengan kecepatan pengecoran sebesar 56 mm/menit dan 100 mm/menit. Persentase porositas terendah dihasilkan dari kecepatan pengecoran 82 mm/menit, yakni sebesar 0,7%. Struktur mikro yang dihasilkan dari proses DC *casting* berbentuk dendritik. Kekerasan *billet* tertinggi dihasilkan pada kecepatan pengecoran 100 mm/menit yaitu sebesar 329 HVN atau 3,23 GPa.

Kata kunci: *Direct chill casting, daur ulang, magnesium paduan, kecepatan pengecoran, cacat visual*

PENDAHULUAN

Berdasarkan U.S Metal Magnesium Market terjadi peningkatan penjualan logam magnesium di tahun 2021 sebesar 4,39 miliar USD dan diprediksi akan meningkat sebesar 5,3% selama periode 2022 hingga 2023. Hal ini menunjukkan bahwa konsumsi logam magnesium akan terus meningkat dalam beberapa tahun ke depan. Peningkatan konsumsi magnesium akan menghasilkan jumlah *scrap* magnesium yang semakin besar, sehingga baik industri maupun peneliti saat ini sedang berupaya mencari cara untuk mengolah *scrap* tersebut menjadi produk yang dapat digunakan kembali [1]–[3]. Salah satu proses yang dapat digunakan untuk mengolah kembali *scrap* magnesium adalah melalui peleburan. Produk hasil peleburan kembali *scrap* paduan magnesium dalam bentuk *billet* dikenal sebagai produk magnesium sekunder. Proses daur ulang paduan magnesium dengan cara melebur kembali *scrap* dapat diikuti dengan proses pengecoran, salah satunya dengan metode *direct chill casting*. Teknik peleburan magnesium ini dapat dilakukan dengan penambahan fluks untuk menurunkan impuriti sehingga dihasilkan produk berbentuk *ingot*, *billet* dan lain-lain [4], [5].

Proses *direct chill casting* merupakan proses pengecoran semi kontinyu yang dapat meningkatkan laju produksi *billet*. Keunggulan lain dari proses tersebut adalah ekonomis, pengoperasian lebih sederhana, kualitas produk yang baik serta sifat mekanik *billet* yang dapat disesuaikan karena penggunaan air pendingin dalam *direct chill*

casting dapat diatur sedemikian rupa. Penggunaan fluida pendingin pada proses *direct chill casting* menyebabkan produk yang dihasilkan memiliki kekerasan dan kekuatan yang lebih tinggi dibandingkan dengan metode pengecoran lainnya [2], [6]–[11].

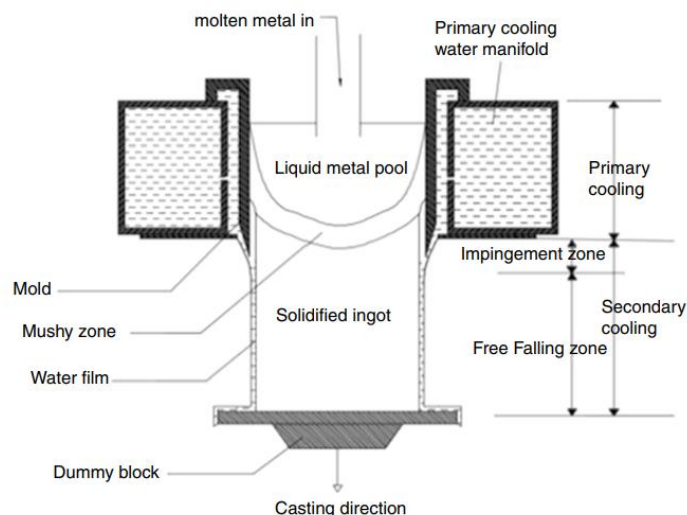
Kompleksnya interaksi antar parameter pada proses *direct chill casting* seperti laju penarikan, laju aliran air pendingin, desain *bottom block*, temperatur penuangan dan lain-lain merupakan tantangan besar dalam meminimalisir cacat yang terbentuk pada produk. Cacat yang biasa terjadi pada produk *direct chill casting* yaitu *hot cracking*, *bleed outs*, *porosity* dan *clustering* [12]–[14]. Oleh karena itu, dibutuhkan kombinasi parameter yang tepat pada saat proses pengecoran menggunakan metode *direct chill casting*.

Penggunaan metode *direct chill casting* pada pengecoran paduan magnesium masih jarang dijumpai [15] tetapi untuk paduan aluminium, metode tersebut sudah banyak sekali digunakan [16]. Beberapa penelitian *direct chill casting* pada paduan magnesium telah dilakukan menggunakan bahan baku ZA21 [11], AZ81 [17], NZ30K [18] dan lain-lain. Oleh karena itu, penelitian ini bertujuan untuk mengembangkan *direct chill casting* sebagai metode pengecoran dalam pendaurulangan paduan magnesium dengan bahan baku *scrap*. Produk yang dihasilkan berbentuk *billet* dan akan dianalisis nilai kekerasan, struktur mikro, dan cacat coran yang terjadi.

TINJAUAN PUSTAKA

Direct Chill Casting

Sejak tahun 1930-an proses *direct chill casting* telah digunakan untuk menghasilkan *billet* dan *ingot* material *non-ferrous*. Produk yang dihasilkan akan digunakan sebagai bahan baku untuk proses lanjutan seperti ekstrusi, tempa, *rolling* dan lain-lain. Proses *direct chill casting* dapat meminimalisir terjadinya segregasi dan porositas [10]. Gambar 1 memperlihatkan skematik proses *direct chill casting*, dimana logam cair dituangkan ke dalam cetakan yang dialiri fluida pendingin (air). Pada saat logam cair bersentuhan dengan cetakan terjadi proses pendinginan tahap pertama (*primary cooling*) yang menghasilkan *solid shell* disekitar dinding cetakan. Penghilangan panas yang terjadi pada proses tersebut hanya berkisar sekitar 20%. Proses pendinginan yang memiliki kontribusi terbesar terjadi pada tahap kedua yaitu *secondary cooling* disaat *billet* kontak langsung dengan aliran air pendingin. Pada tahap tersebut penghilang panas dapat terjadi sebesar 80% [16]. Jadi dapat disimpulkan bahwa laju pendinginan pada *billet* yang dihasilkan tidak merata.



Gambar 1. Skematik proses *direct chill casting* [19]

Pada zona pendinginan primer, logam cair akan mengalami penurunan temperatur yang dilanjutkan dengan proses solidifikasi di dalam cetakan berpendingin air. Panas dari logam cair akan mengalir menuju cetakan dan air pendingin. Penurunan temperatur tersebut akan menyebabkan terbentuknya *mushy zone* yang merupakan zona campuran fasa *liquid* dan *solid*. Penurunan temperatur akibat logam cair yang kontak dengan dinding cetakan menyebabkan terbentuknya *shell*. Hal tersebut menyebabkan terbentuk *gap* udara di antara *shell solid* dan dinding cetakan akibat adanya penyusutan termal sehingga laju transfer panas menjadi turun [19].

Pada pendinginan sekunder terdapat dua zona yaitu *water impingement zone* dan daerah di bawah *water impingement zone* yang disebut dengan *streaming zone (free falling zone)*. *Water impingement zone* adalah area air yang pertama kali mengenai *billet* dimana proses pendinginan terjadi secara tiba-tiba sehingga menghasilkan densitas *heat flux* yang tinggi dan laju pendinginan yang lebih cepat. Sedangkan pada daerah *streaming zone* densitas *heat flux* jauh lebih rendah [18].

Cacat pada *Direct Chill Casting*

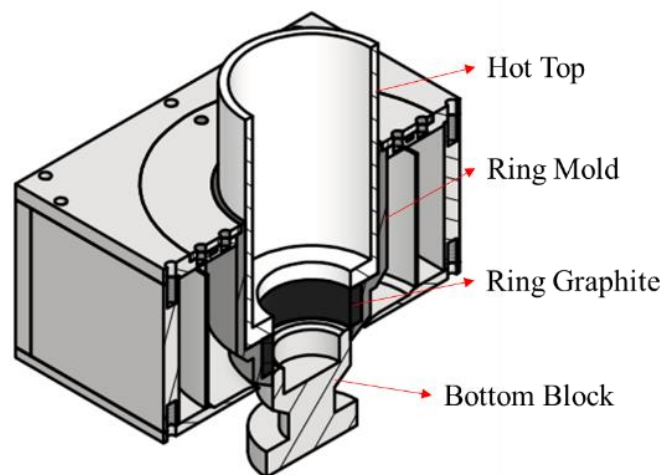
Cacat coran merupakan masalah utama yang ada pada proses *direct chill casting*. Cacat tersebut mempengaruhi *formability* dari *billet* DC casting dan memberikan dampak negatif terhadap produk akhir wrought material [20]. Keberadaan cacat pada DC casting dipengaruhi oleh kompleksnya interaksi antar parameter yang digunakan seperti kecepatan dan temperatur penuangan logam cair, kecepatan alir air pendingin, kecepatan *bottom block* serta desain cetakan [21]. Adapun cacat yang biasa ditemukan pada produk hasil DC casting adalah *hot cracking*, *bleed out*, *porosity*, *clustering* dan lain-lain. *Hot cracking* terbentuk akibat adanya kombinasi antara proses *feeding* logam cair yang tidak memadai dengan tegangan tarik yang dihasilkan dari penyusutan selama proses solidifikasi paduan. *Bleed out* terjadi pada saat logam cair keluar dari kulit coran (*shell*), hal ini terjadi karena *shell* mengalami kerusakan akibat tidak mampu menahan tarikan dari *bottom block*. Porositas dapat terbentuk dikarenakan beberapa penyebab yaitu luasnya *range* pembekuan paduan, *incomplete feeding*, penurunan kelarutan hidrogen pada saat pendinginan, terjebaknya gas dan adanya senyawa oksida pada logam cair. *Clustering* dapat terbentuk karena adanya akumulasi dari inklusi atau fasa kedua dalam logam cair tersisa yang terkumpul membentuk *cluster* di dalam produk cor sehingga dapat merusak sifat mekanik dan mampu cor dari paduan [12]–[14].

METODE

Material yang digunakan pada penelitian ini adalah *scrap* paduan magnesium dengan kodefikasi MgAl9Zn1(A) (AZ91). Proses *pre-treatment* yang dilakukan meliputi (1) penyortiran *scrap*, (2) pemecahan *scrap* dan (3) pembersihan lapisan dengan metode *chemical de-coating*. Pada proses *de-coating*, bahan yang digunakan adalah *paint remover* (VIP Paint Remover, PT. Avia Avian, Indonesia). Setelah proses *pre-treatment* maka dilakukan proses peleburan *scrap* menggunakan tungku krusibel yang disertai dengan penambahan fluks NaCl sebagai penghambat reaksi oksidasi logam cair. Logam cair yang dihasilkan akan dilakukan pengecoran dengan menggunakan metode *direct chill casting* (Gambar 2).

Pada alat tersebut terdapat bagian *hot top* yang digunakan untuk menampung logam cair dan *bottom block* yang berfungsi untuk menarik *billet* pada saat pengecoran. Kecepatan penarikan *bottom block* akan dikontrol menggunakan *inverter (variabel speed drive)*. Debit air yang digunakan sebagai pendingin pada proses pengecoran dibuat konstan dengan kecepatan aliran 11,4 liter/menit. Proses penuangan logam cair dilakukan pada temperatur 720°C. *Billet* yang dihasilkan memiliki diameter 34,8 mm. Parameter proses yang digunakan pada *direct chill casting* dicantumkan dalam Tabel 1.

Pengujian dan karakterisasi yang dilakukan meliputi: pengujian kekerasan menggunakan micro Vickers Hardness, pemeriksaan cacat visual dan struktur makro menggunakan kamera digital. Persentase porositas pada produk dihitung menggunakan aplikasi *ImageJ*. Pemeriksaan struktur mikro menggunakan mikroskop metalurgi.



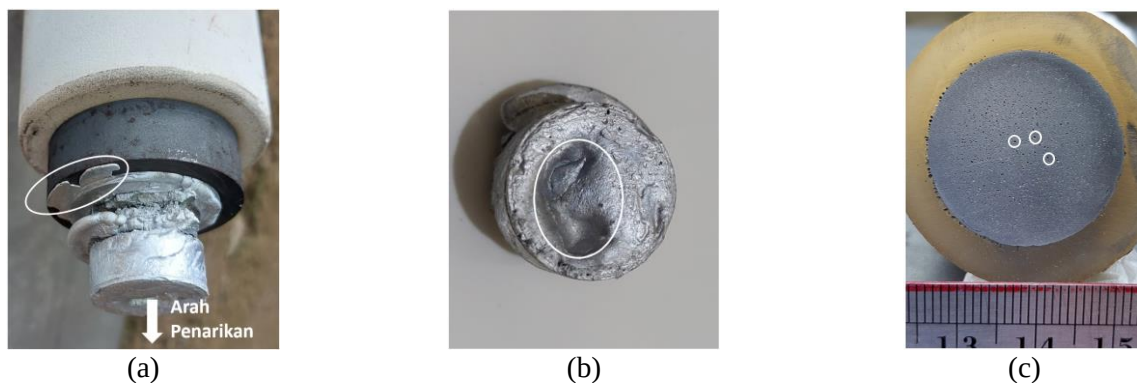
Gambar 2. Komponen cetakan *direct chill casting*

Tabel 1. Parameter Proses *Direct Chill Casting*

Sampel	Parameter Pengecoran		
	Temperatur Penuangan	Debit Air	Kecepatan Pengecoran
Billet 1	720°C	11,4 liter/menit	56 mm/menit
Billet 2			100 mm/menit
Billet 3			82 mm/menit

HASIL DAN PEMBAHASAN

Pembahasan Data Cacat Visual

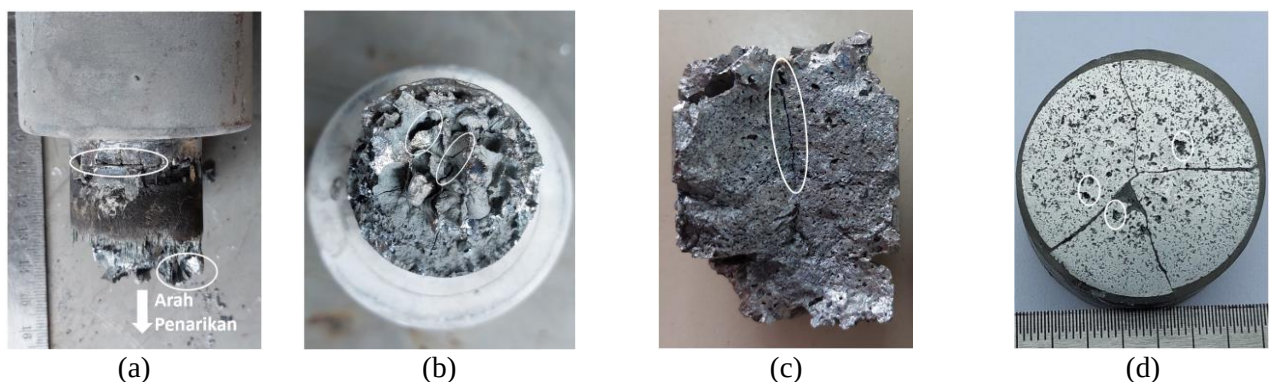


Gambar 3. a) Arah penarikan *billet 1 direct chill casting*, b) cacat *gas blow* coran pada *billet 1*, dan c) porositas pada bagian *cross section billet 1*

Gambar 3a-3c memperlihatkan *billet 1* yang merupakan hasil proses *DC casting* pertama dengan menggunakan kecepatan pengecoran 56 mm/menit. Pada *billet 1* terdapat cacat *flash* yang dihasilkan karena adanya *gap* pada komponen cetakan yaitu cincin grafit denganudukannya. Pada saat logam cair dituangkan ke dalam *hot top* dan mengalir menuju cincin grafit, cairan logam akan mengisi *gap* yang ada dan membentuk cacat *flash*. Cacat tersebut akan menghambat proses penarikan *billet* oleh *bottom block* karena *flash* yang telah terbentuk akan mengikat logam cair lainnya. Kecepatan *bottom block* yang relatif lambat akan memberikan kesempatan logam cair tersebut untuk mengalami proses solidifikasi. Di sisi lain gesekan yang terjadi antara kulit *solid* dengan *bottom block* relatif kecil sehingga *billet* yang terbentuk akan terlepas dari *bottom block*. Pada Gambar 3b menunjukkan adanya cacat *gas blow* yang disebabkan oleh terjebaknya udara yang berada di antara permukaan *bottom block* dengan permukaan *billet* bagian bawah. Udara tersebut tidak mampu menembus ke dalam logam cair karena permukaan

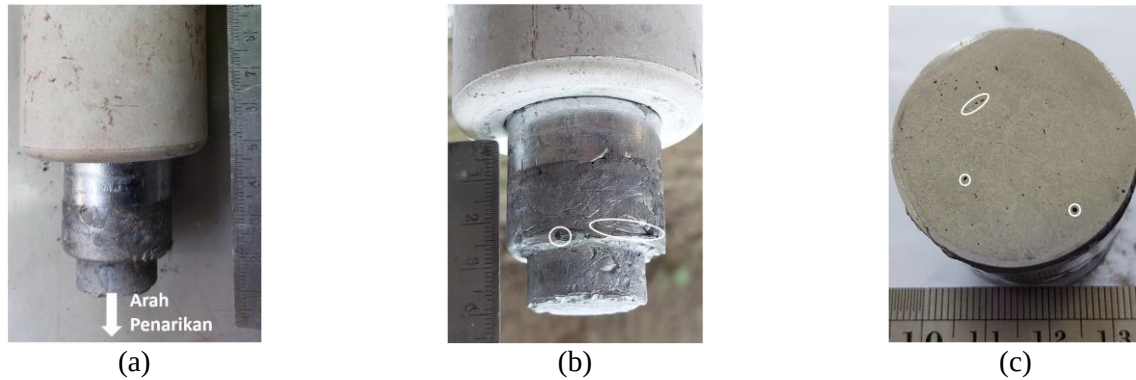
billet bagian bawah telah mengalami solidifikasi sehingga udara tersebut tetap berada diantara permukaan *billet* bagian bawah dengan permukaan *bottom block* bagian atas.

Gambar 4a-4d menunjukkan *billet* 2 hasil pengecoran kedua dengan kecepatan pengecoran 100 mm/menit. Kecepatan penarikan yang terlalu tinggi menyebabkan *billet* terputus pada bagian tengah. Gambar 4a menunjukkan cacat *film* oksida ganda pada permukaan *billet*. Gambar 4b memperlihatkan adanya porositas (*gas porosity*, *gas blow*, *shrinkage porosity*) yang terbentuk di bagian *billet*. Hal ini disebabkan oleh olakan aliran logam cair sehingga gas, partikel asing, dan lapisan oksida pada permukaan terperangkap di dalam logam cair. Selain itu terlihat cacat *hot cracking* pada bagian tengah *billet*. *Hot crack* dihasilkan dari kombinasi antara proses *feeding* logam cair yang tidak memadai dengan tegangan tarik dari penyusutan saat proses solidifikasi [10]. Pada saat proses solidifikasi yang dilanjutkan dengan fase *semi-solid* (*mushy zone*), gradien temperatur yang terjadi antara bagian luar dengan bagian tengah *billet* menjadi cukup besar sehingga menimbulkan tegangan tarik yang cukup besar sehingga menimbulkan retakan pada *billet* tersebut. Hal ini merupakan ciri klasik dari *catastrophic hot cracking* [14]. Gambar 4c-4d menunjukkan adanya penjaralan retak yang terjadi mencapai permukaan *billet* dan menyebabkan *billet* terbelah.



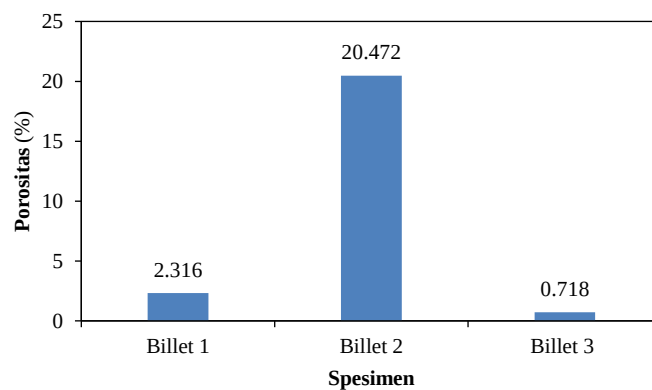
Gambar 4. a) Arah penarikan *billet* 2 *direct chill casting*, b) visual permukaan patahan *billet* 2, c) permukaan belahan searah longitudinal pada *billet* 2, d) permukaan penampang melintang (transversal) *billet* 2

Billet ke-3 menunjukkan hasil yang lebih baik dibandingkan 1 dan 2. Pada *billet* 3 kecepatan pengecoran adalah 82 mm/menit. *Billet* yang dihasilkan berhasil ditarik sepanjang ± 30 mm, namun proses penarikan terhenti dikarenakan *billet* terlepas dari bagian *bottom block*. Pendeknya *billet* yang terbentuk disebabkan karena logam cair yang tersedia di *hot top* relatif sedikit pada saat proses *feeding*. Gambar 5b menunjukkan adanya cacat *film* oksida ganda. Cacat tersebut dapat terjadi karena selama penuangan, *film* oksida yang telah terbentuk dapat pecah atau terlipat akibat aliran yang turbulen sehingga sebagian kecil udara atau partikel asing dapat terperangkap diantara kedua permukaan lapisan oksida. Keberadaan *film* oksida yang terlipat akan bertindak sebagai retakan pada *billet* (daerah terjadinya konsentrasi tegangan) [10]. Pada Gambar 5a-5b terlihat adanya permukaan *billet* yang halus dan yang lebih kasar. Permukaan yang kasar diakibatkan oleh solidifikasi logam cair yang telah terjadi sebelum dilakukan penarikan *bottom block*. Permukaan *billet* yang halus terjadi akibat *shell solid* pada *billet* mengalami gesekan dengan cetakan karena adanya penarikan dari *bottom block* yang *steady-state*. Proses penarikan *steady-state* memicu efek penekanan pada logam cair ketika melewati cincin grafit sehingga udara yang terjebak pada zona tersebut dipaksa keluar menuju ke logam cair yang ada di *hot top*. Hal tersebut menyebabkan jumlah porositas yang dihasilkan relatif sedikit seperti yang terlihat pada Gambar 5c.



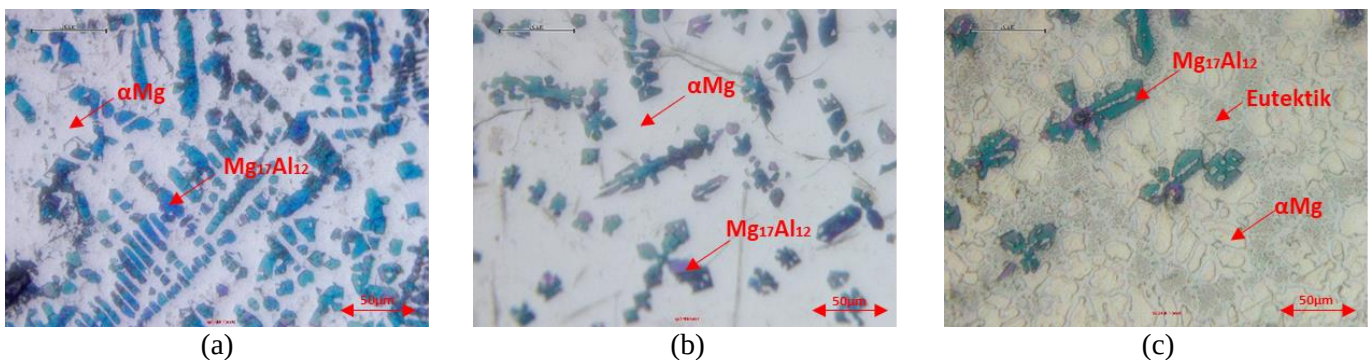
Gambar 5. a) Arah penarikan *billet* 3 *direct chill casting*, b) cacat pada *billet* 3, c) *cross section* *billet* 3

Gambar 6 menunjukkan grafik persentase porositas yang terbentuk pada ketiga *billet* yang dihasilkan dari proses *direct chill casting*. *Billet* 2 memiliki persentase porositas yang paling tinggi yaitu sebesar 20,5%, kemudian disusul dengan *billet* 1 sebesar 2,3% dan *billet* 3 sebesar 0,7%. Hal ini dikarenakan pada pengecoran *billet* ke-2 kecepatan pengecoran yang digunakan cukup tinggi sehingga menyebabkan *billet* yang dihasilkan terputus. Selain itu, aliran turbulen yang terjadi relatif besar sehingga gas yang terperangkap pada *billet* ke-2 menjadi cukup banyak.



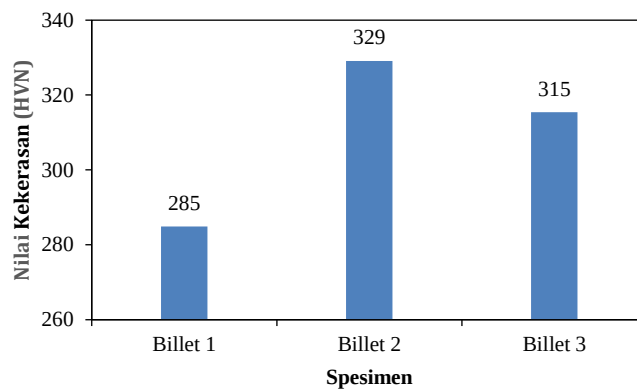
Gambar 6. Persentase porositas pada *billet*

Gambar 7a-7c menunjukkan struktur mikro bagian pinggir dari ketiga *billet* hasil DC casting. Penentuan fasa-fasa yang terbentuk mengacu pada penelitian [22]–[24]. Secara umum struktur mikro dendritik nampak mendominasi. Jumlah dendrit yang terbentuk pada *billet* 1 lebih banyak dibandingkan dengan *billet* lainnya dan lengan dendrit yang terbentuk cukup panjang. Pada *billet* 2 dendrit yang terbentuk lebih sedikit dengan morfologi *blocky*. Lengan dendrit lebih pendek dan tajam serta memiliki retak halus pada matriks Mg. Pada *billet* 3 ukuran dendrit $Mg_{17}Al_{12}$ yang terbentuk cukup besar dengan morfologi *blocky*, serta terlihat adanya dendrit α -Mg dan fasa eutektik.



Gambar 7. Struktur mikro yang dihasilkan pada a) *Billet* 1, b) *Billet* 2, c) *Billet* 3

Gambar 8 menunjukkan grafik nilai kekerasan yang dihasilkan dari proses DC casting. Nilai kekerasan tertinggi dimiliki oleh *billet* 2 sebesar 329 HVN (3,23 GPa) dan diikuti oleh *billet* 3 sebesar 315 HVN (3,09 GPa) dan *billet* 1 sebesar 285 HVN (2,79 GPa). *Billet* 2 dengan kecepatan pengecoran sebesar 100 mm/menit memiliki nilai kekerasan yang paling tinggi karena banyaknya unsur-unsur yang terlarut di dalam matriks α -Mg (*supersaturated solid solution*) di dalamnya sehingga fasa $Mg_{17}Al_{12}$ menjadi lebih sedikit dibandingkan dengan *billet* 1. Hal ini terjadi akibat adanya kecepatan pendinginan yang relatif cepat sehingga unsur-unsur tersebut tidak sempat untuk keluar dari matriks α -Mg dan berdifusi membentuk fasa lain. Pada *billet* 3 dengan kecepatan pengecoran sebesar 82 mm/menit terlihat fasa $Mg_{17}Al_{12}$ berukuran lebih besar dibandingkan pada *billet* 2 namun jumlahnya lebih sedikit. Pendinginan yang relatif lambat menyebabkan unsur-unsur asing yang berada pada matriks α -Mg akan membentuk fasa baru yaitu fasa eutektik sehingga nilai kekerasan yang dihasilkan akan turun. *Billet* 1 dengan kecepatan pengecoran 56 mm/menit yang relatif lambat menyebabkan dendrit $Mg_{17}Al_{12}$ memiliki waktu yang cukup untuk tumbuh memanjang dan unsur-unsur asing banyak yang terlarut dalam matriks α -Mg sehingga nilai kekerasan yang dihasilkan sangat rendah. Walaupun demikian kekerasan *billet* hasil DC casting jauh lebih tinggi dibandingkan dengan kekerasan *ingot* hasil *permanent mold casting* yang hanya sekitar 0,7 GPa [22].



Gambar 8. Nilai kekerasan pada *billet* 1, 2 dan 3 hasil proses *direct chill casting*

KESIMPULAN

Dalam penelitian ini, telah dilakukan penelitian pendaurulangan *scrap* paduan Mg dengan metode DC casting yang memperlihatkan bahwa kecepatan pengecoran sebesar 82 mm/menit menghasilkan *billet* dengan jumlah porositas minimum (0,718%) dan secara visual lebih baik, sedangkan kecepatan 100 mm/menit menyebabkan *billet* terputus dan menghasilkan jumlah porositas tertinggi (20,472%). Struktur mikro yang dihasilkan dari ketiga *billet* memperlihatkan struktur dendrit dengan adanya fasa intermetalik. Nilai kekerasan tertinggi dihasilkan pada *billet* 2 (329 HVN) sedangkan kekerasan terendah dihasilkan pada *billet* 1 (285 HVN).

UCAPAN TERIMA KASIH

Ucapan terima kasih ditujukan kepada PT. Ontiyus Karya Mulia yang telah membantu memfasilitasi penelitian ini. Penelitian ini didanai oleh Hibah Penelitian Fakultas Teknik Universitas Gadjah Mada dengan kontrak berdasarkan Surat Keputusan Dekan No. 2790102/UN1.FTK/SK/HK/2023.

DAFTAR PUSTAKA

- [1] Z. Haiping, H. Lianxi, S. Yu, and W. Heng, "Recycling of AZ40 Magnesium Alloy Scraps by Hydriding-Dehydriding and Subsequent Consolidation Processing," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 24, no. 9, pp. 3666–3672, 2015, doi: 10.1007/s11665-015-1648-1.
- [2] F. Pravdic, H. Kaufmann, C. Wögerer, G. Traxler, and H. Hubbauer, "Vertical Direct Chill Casting of Magnesium Alloys - Especially for Extrusion Billet," *Light Met. Age*, vol. 61, no. 9–10, pp. 28–31, 2003.
- [3] C. Wang, S. Huo, S. Liu, Q. Hu, Q. Zhang, and Z. Liu, "Recycle of magnesium alloy scrap for improving fire resistance, thermal stability, and water tolerance of intumescent fire-retardant coatings," *J. Coatings Technol. Res.*, vol. 18, no. 2, pp. 447–458, 2021, doi: 10.1007/s11998-020-00413-5.
- [4] T. Hiraki, O. Takeda, K. Nakajima, K. Matsubae, S. Nakamura, and T. Nagasaka, "Thermodynamic criteria

- for the removal of impurities from end-of-life magnesium alloys by evaporation and flux treatment,” *Sci. Technol. Adv. Mater.*, vol. 12, no. 3, 2011, doi: 10.1088/1468-6996/12/3/035003.
- [5] U. S. Geological Survey, *Mineral Commodity Summaries 2023: U.S. Geological Survey*. USGS Science for a Changing World, 2023. doi: <https://doi.org/10.3133/mcs2023>.
- [6] H. Hao, “Casting Technology and Quality Improvement of Magnesium Alloys,” in *Special Issues on Magnesium Alloys*, W. Menteiro, Ed. Dalian University of Technology, China: InTech, 2011, p. 128. doi: 10.5772/19877.
- [7] W. Hu, Q. Le, Z. Zhang, L. Bao, and J. Cui, “Numerical simulation of DC casting of AZ31 magnesium slab at different casting speeds,” *J. Magnes. Alloy.*, vol. 1, no. 1, pp. 88–93, 2013, doi: 10.1016/j.jma.2013.02.010.
- [8] H. M. Ji, T. J. Luo, C. Wang, J. Cui, and Y. S. Yang, “Direct chill casting of magnesium alloy under pulsed magnetic field,” *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 33, no. 1, pp. 33–39, 2017, doi: 10.1080/02670836.2016.1157948.
- [9] A. A. Luo, “Magnesium casting technology for structural applications,” *J. Magnes. Alloy.*, vol. 1, no. 1, pp. 2–22, 2013, doi: 10.1016/j.jma.2013.02.002.
- [10] D. Mackie, “Characterisation of casting defects in DC cast magnesium alloys,” University of Manchester, 2013.
- [11] Y. Niu, Y. Shi, Q. Le, Y. Wang, S. Ren, and N. Wang, “Low frequency electromagnetic casting of large size za21 magnesium alloy slab ingot,” *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. 2011, no. 1, pp. 0–5, 2021, doi: 10.1088/1742-6596/2011/1/012085.
- [12] D. Mackie, J. D. Robson, P. J. Withers, and M. Turski, “Characterisation and modelling of defect formation in direct-chill cast AZ80 alloy,” *Mater. Charact.*, vol. 104, pp. 116–123, 2015, doi: 10.1016/j.matchar.2015.03.033.
- [13] McGlade, “Bleed out detector for direct chill casting,” vol. 1, no. 12, 2001.
- [14] T. Subroto, A. Miroux, D. Mortensen, M. M’Hamdi, D. G. Eskin, and L. Katgerman, “Semi-quantitative predictions of hot tearing and cold cracking in aluminum DC casting using numerical process simulator,” *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 33, no. 1, 2012, doi: 10.1088/1757-899X/33/1/012068.
- [15] B. T. Sofyan, *Pengantar Material Teknik*, Edisi Kedu. Bogor, Jawa Barat: UNHAN RI PRESS, 2021. [Online]. Available: <http://www.nber.org/papers/w16019>
- [16] R. Pelayo, “Direct Chill and Fusion Casting of Aluminum Alloys,” University of Waterloo, 2012.
- [17] X. Zheng, P. Luo, J. Dong, and W. Ding, “Effect of direct chill casting process parameters on the microstructure and macrosegregation of Mg-Al-Zn ingot,” *Mater. Trans.*, vol. 58, no. 8, pp. 1197–1202, 2017, doi: 10.2320/matertrans.M2017013.
- [18] X. Zheng, J. Dong, and S. Wang, “Microstructure and mechanical properties of Mg-Nd-Zn-Zr billet prepared by direct chill casting,” *J. Magnes. Alloy.*, vol. 6, no. 1, pp. 95–99, 2018, doi: 10.1016/j.jma.2018.01.003.
- [19] P. V. Sai Divya, P. K. Penumakala, and A. K. Nallathambi, “Influence of secondary cooling strategies on thermal gradients in the direct chill casting of magnesium alloys,” *J. Therm. Anal. Calorim.*, vol. 147, no. 1, pp. 203–218, 2022, doi: 10.1007/s10973-020-10235-7.
- [20] R. Wang, Y. Zuo, Q. Zhu, X. Liu, and J. Wang, “Effect of temperature field on the porosity and mechanical properties of 2024 aluminum alloy prepared by direct chill casting with melt shearing,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 307, no. December 2021, p. 117687, 2022, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2022.117687.
- [21] D. D. Sutedjo and S. Tjitro, “Analisis Kecepatan Bottom Block Terhadap Struktur Mikro Produk Direct Chill Casting,” *J. Tek. Mesin*, vol. 6, no. 2, pp. 35–38, 2004, [Online]. Available: <http://puslit2.petra.ac.id/ejournal/index.php/mes/article/view/16210>
- [22] B. Arifvianto *et al.*, “Recycling of Magnesium Alloy Scrap by Remelting and Chemical De-coating Process,” *Metall. Mater. Eng.*, vol. 29, no. 4, pp. 33–42, 2023, doi: 10.56801/MME1014.
- [23] T. Truglas *et al.*, “Correlative characterization of Zn-Al-Mg coatings by electron microscopy and FIB tomography,” *Mater. Charact.*, vol. 166, no. June, p. 110407, 2020, doi: 10.1016/j.matchar.2020.110407.
- [24] A. Kiełbus, R. Jarosz, and A. Gryc, “Effect of modification on microstructure and properties of AZ91 magnesium alloy,” *Crystals*, vol. 10, no. 6, pp. 1–10, 2020, doi: 10.3390/cryst10060536.