



METALURGI

VOLUME 33 NOMOR 1, APRIL 2018

P-ISSN 0126-3188

E-ISSN 2443-3926

AKREDITASI : SK 637/AU3/P2MI-LIPI/07/2015

Penanggung Jawab :

Kapuslit Metalurgi dan Material – LIPI

Ketua Dewan Redaksi :

Dr. Ika Kartika, M.T, P2MM - LIPI

Dewan Editor :

Prof. Dr. Ir. F. Firdiyono (P2MM – LIPI)

Dr. Ir. Rudi Subagja (P2MM - LIPI)

Prof. Dr. Ir. Rochim Suratman (ITB)

Prof. Dr. Ir. Akhmad Herman Yuwono,

M.Phil. Eng (UI)

Dr. I Nyoman Jujur, M.Eng (BPPT)

Mitra Bestari :

Dr. Anawati, M.Sc (Fakultas MIPA, Universitas Indonesia)

Dr. Witha Berlian Kesuma Putri S.Si, M.Si (Pusat Penelitian Fisika – LIPI)

Dr. Yuliati Herbani, M.Sc (Pusat Penelitian Fisika - LIPI)

Dr. M. Zaki Mubarak (Teknik Metalurgi, Institut Teknologi Bandung)

Dr. Asep Ridwan S. (Teknik Mesin, Institut Teknologi Bandung)

Alfirano, ST, MT, Ph.D (Teknik Metalurgi, Universitas Sultan Ageng Tirtayasa)

Nofrijon Sofyan, Ph. D (Fakultas Teknik, Universitas Indonesia)

Ir. Soesaptri Oediyani, ME (Teknik Metalurgi, Universitas Sultan Ageng Tirtayasa)

Timotius Pasang (Auckland University of Technology, New Zealand)

Redaksi :

Lia Andriyah, M.Si

Tri Arini, M.T

Disain Grafis :

Arif Nurhakim, S.Sos

Website :

Daniel Panghuhutan, M.Si

Adi Noer Syahid, A.Md

M. Satrio Utomo, M.Sc

Sekretariat dan Penerbit :

Pusat Penelitian Metalurgi dan Material – LIPI Ged. 470, Kawasan Puspiptek Serpong, Tangerang Selatan, 15314

Telp: (021) 7560911

E-mail:

ejurnal.material.metalurgi@gmail.com

Majalah ilmu dan teknologi terbit berkala setiap tahun, satu volume terdiri atas 3 nomor

Pengantar Redaksi.....iii

Abstrak.....v

Magnet Nanokomposit sebagai Magnet Permanen Masa Depan

Novrita Idayanti, dkk.....1-18

Pengaruh Perlakuan Panas Baja Tahan Karat Martensitik AISI 410 terhadap Strukturmikro dan Ketahanan Korosi

Rizky Dwisaputro, dkk19-26

Analisa Ukuran Partikel Serbuk Komposit NiCrAl dengan Penambahan Reaktif Elemen untuk Aplikasi Lapisan Tahan Panas

Resetiana Dwi Desiati, dkk.....27-34

Karakteristik Sifat Mekanik dan Strukturmikro Baja Laterit Paduan Ni-Cr-Mn Hasil Tempa Panas dengan Variasi Beban Tempa

Satrio Herbirowo, dkk.....35-42

Karakterisasi Tingkat Degradasi SUPERALLOY UDIMET 520 pada Sudu Putar Turbin Pembangkit Listrik Tenaga Gas

Dewa Nyoman Adnyana.....43-54

Indeks

PENGANTAR REDAKSI

Puji syukur Majalah Metalurgi Volume 33 Nomor 1, April 2018 kali ini dapat menampilkan 5 buah tulisan.

Tulisan pertama merupakan hasil *review* yang disampaikan oleh Novrita Idayanti dan kawan-kawan menulis tentang *Magnet Nanokomposit sebagai Magnet Permanen Masa Depan*. Selanjutnya Rizky Dwisaputro dan kawan-kawan menulis tentang *Pengaruh Perlakuan Panas Baja Tahan Karat Martensitik AISI 410 terhadap Strukturmikro dan Ketahanan Korosi*. Resetiana dan kawan-kawan menulis tentang *Analisa Ukuran Partikel Serbuk Komposit NiCrAl dengan Penambahan Reaktif Elemen untuk Aplikasi Lapisan Tahan Panas*. Selanjutnya, Satrio Herbirowo menulis tentang *Karakteristik Sifat Mekanik dan Strukturmikro Baja Laterit Paduan Ni-Cr-Mn Hasil Tempa Panas dengan Variasi Beban Tempa*. Terakhir yaitu Dewa Nyoman Adnyana menulis tentang *Karakterisasi Tingkat Degradasi SUPERALLOY UDIMET 520 pada Sudu Turbin Pembangkit Listrik Tenaga Gas*.

Semoga penerbitan Majalah Metalurgi volume ini dapat bermanfaat bagi perkembangan dunia penelitian di Indonesia.

REDAKSI

METALURGI (Metallurgy)

ISSN 0126 – 3188

Vol 33 No. 1 April 2018

Kata Kunci bersumber dari artikel. Lembar abstrak ini boleh diperbanyak tanpa izin dan biaya.

UDC (OXDCF) 621.34

Novrita Idayanti^{a,b}, Azwar Manaf^a, Dedi^b (^aProgram Studi Ilmu Bahan-FMIPA Universitas Indonesia, ^bPusat Penelitian Elektronika dan Telekomunikasi – Lembaga Ilmu Pengetahuan Indonesia (LIPI))

Magnet Nanokomposit sebagai Magnet Permanen Masa Depan

Metalurgi, Vol. 33 No. 1 April 2018

Naskah ini dibuat berdasarkan kajian literatur tentang penelitian dan pengembangan material magnet permanen terutama pengembangan yang dilakukan oleh para peneliti dalam lebih 100 tahun belakangan. Diketahui bahwa, era magnet permanen modern dimulai pada awal abad ke 19 berlangsung kurang lebih 100 tahun. Dalam 100 tahun kebelakang, ternyata fokus penelitian para peneliti adalah pencarian senyawa magnetik yang potensial. Tidak mengherankan bila dalam periode 100 tahun tersebut berbagai jenis senyawa magnetik berhasil ditemukan. Diawali dengan baja sebagai magnet permanen telah digunakan pada awal abad 19, menyusul kelas-kelas magnetik lainnya seperti *alnico*, magnet keramik, magnet logam tanah jarang Sm-Co dan terakhir magnet magnet logam tanah jarang Nd-Fe-B dan Sm-Fe-N. Magnet logam tanah jarang Nd-Fe-B ditemukan di ujung abad 19 dengan nilai *maximum energy product* atau $(BH)_{max}$ sebesar 56 MGOe (448 kJ.m^{-3}) telah berhasil diperoleh. Nilai tersebut adalah nilai tertinggi yang pernah dicapai oleh para peneliti sampai saat ini. Namun, penulis mengamati bahwa sejak awal abad 20, ternyata telah terjadi perubahan pada fokus pengembangan penelitian yaitu saat ini tidak lagi berfokus pada pencarian dan penemuan fasa magnetik baru, akan tetapi lebih kepada merekayasa struktur material magnetik melalui penggabungan fasa magnetik keras yang memiliki konstanta *magnetocrystalline* tinggi dengan fasa magnetik lunak yang memiliki nilai magnetisasi jenuh yang tinggi dalam sebuah struktur komposit sehingga menjadi magnet nanokomposit. Magnet nanokomposit adalah magnet permanen dengan sifat kemagnetan yang lebih unggul dibandingkan dengan magnet konvensional. Keunggulan dimaksud adalah pada nilai magnetisasi remanen (M_r) dan nilai produk energi maksimum $(BH)_{max}$ yang tinggi disebabkan terjadinya efek *exchange coupled spring* antara fasa magnetik keras dan lunak sehingga mensejajarkan arah magnetisasi kedua magnetik di bawah pengaruh interaksi pertukaran. Para peneliti teoritik pun telah menggali potensi magnet permanen nanokomposit dan menetapkan nilai $(BH)_{max}$ sebesar 1 MJ.m^{-3} sebagai nilai *ultimate* yang harus dapat dicapai secara eksperimental. Nilai ultimate tersebut telah membuka tantangan yang besar dan menjadi destinasi baru bagi para peneliti eksperimental. Dalam makalah *review* ini, disampaikan pengetahuan, penelitian, dan metoda tentang peningkatan sifat kemagnetan material ferit, tanah jarang, dan logam paduan berdasarkan *exchange interaction mechanism* pada saat terjadinya *exchange spring magnet* antara fasa keras dan fasa lunak.

Kata Kunci: Magnet nanokomposit, magnet permanen, perkembangan material magnet

Nanocomposite Magnets as Future Permanent Magnets

This paper reviews research and development of permanent magnet materials based on study literatures that have been conducted by researchers in more than 100 years. It is known that the era of modern permanent magnets began in the early 19th century and lasted for approximately 100 years. In the past 100 years, it turned out the research focus of the researchers was to look for potential magnetic compounds. Not surprisingly, in a period of 100 years that various types of magnetic compounds were found. The rare earth metal magnet Nd-Fe-B was found at the end of the 19th century with a maximum energy product value or $(BH)_{max}$ of 56 MGOe (448 kJ.m^{-3}) obtained. The value is the highest value ever achieved by researchers to date. However, the authors observe that since the early 20th century, there has been a change in the focus of research development that is currently not focus on the search and discovery of new magnetic phases, but rather to develop the magnetic material structure through the incorporation of hard magnetic phases with high magnetocrystalline value with a soft magnetic phase that has a high saturated magnetization value in a composite structure to become a nanocomposite magnets. The nanocomposite magnets are permanent magnets with superior magnetism properties compared to conventional magnets. The excellence magnetic properties are the value of remanent magnetization (M_r) and the maximum energy product $(BH)_{max}$ due to the effect of exchange coupled spring between the hard and soft magnetic phases so as to align the magnetic orientation of the two magnetic phases under the influence of exchange interaction. The theoretical researchers have also explored the potential of a nanocomposite permanent magnet and assigned $(BH)_{max}$ value of 1 MJ.m^{-3} as the ultimate value that must be achieved experimentally. The ultimate value has opened big challenges and become a new destination for experimental researchers. In this review paper, we present knowledge, research, and methods on improving the magnetism properties of ferrite, rare earth, and alloy metals based on exchange interaction mechanisms during the exchange spring magnet between hard and soft phases.

Keywords: Magnet nanocomposite, permanent magnets, development of materials magnets

METALURGI
(Metallurgy)

ISSN 0126 – 3188

Vol 33 No. 1 April 2018

Kata Kunci bersumber dari artikel. Lembar abstrak ini boleh diperbanyak tanpa izin dan biaya.

UDC (OXDCF) 620.112

Rizky Dwisaputro^a, Mochamad Syaiful Anwar^b, Rusnaldy^a, Efendi Maburi^b (^aJurusan Teknik Mesin, Fakultas Teknik, Universitas Diponegoro, ^bPusat Penelitian Metalurgi dan Material – Lembaga Ilmu Pengetahuan Indonesia (LIPI))

Pengaruh Perlakuan Panas Baja Tahan Karat Martensitik AISI 410 terhadap Struktur Mikro dan Ketahanan Korosi

Metalurgi, Vol. 33 No. 1 April 2018

Baja tahan karat martensitik telah digunakan pada material *turbine blade* pada turbin uap. Penelitian ini bertujuan untuk mengetahui pengaruh perlakuan panas (austenisasi dan *tempering*) terhadap struktur mikro dan laju korosi baja tahan karat martensitik AISI 410. Pengujian yang dilakukan adalah pengamatan struktur mikro menggunakan mikroskop optik dan uji korosi di dalam larutan 3,5% NaCl dengan alat Gamry G750. Struktur mikro baja AISI 410 setelah proses *annealing* adalah ferit dan karbida logam. Struktur mikro martensit dan austenit sisa dapat terbentuk bilamana baja AISI 410 telah mengalami proses *tempering* pada suhu 600 °C dengan suhu austenisasi yang berbeda. Sedangkan struktur mikro berupa martensit temper dengan austenit sisa dan karbida logam ditemukan pada baja AISI 410 setelah mengalami proses austenisasi pada suhu 1050 °C dengan suhu *tempering* yang berbeda. Laju korosi baja AISI 410 semakin rendah seiring peningkatan suhu austenisasi. Sedangkan laju korosi sangat tinggi ditemukan pada baja AISI 410 pada suhu *temper* 550 °C dan austenisasi 1050 °C.

Kata Kunci: Baja martensitik AISI 410, fasa martensit, austenit sisa

Effect of Heat Treatment of AISI 410 Martensitic Stainless Steel on Microstructure and Corrosion Resistance

Martensitic stainless steels are used in turbine blade materials in steam turbines of power plants. This study aims to determine the effect of heat treatment (austenitized and tempering) on microstructure and corrosion rate of AISI 410 martensitic stainless steel. The observation of microstructure was conducted using optical microscope and the corrosion test was performed in 3.5% NaCl solution which was carried out with Gamry G750 tool. The microstructure of AISI 410 steels after annealing process was composed of ferrite and metal carbide. The microstructure of martensite and retained austenite was obtained after the steel AISI 410 underwent a process of tempering at 600 °C with different austenitizing temperature. Meanwhile, the microstructure of temper martensite with retained austenite and metal carbide was found in AISI 410 steels after austenitized at 1050 °C with different tempering temperature. The corrosion rate of AISI 410 steels decreased with increasing austenitizing temperature. Meanwhile, very high corrosion current was found in AISI 410 steel at tempering of 550 °C and austenitized of 1050 °C.

Keywords: AISI 410 martensitic steels, martensite phase, retained austenite

METALURGI (Metallurgy)

ISSN 0126 – 3188

Vol 33 No. 1 April 2018

Kata Kunci bersumber dari artikel. Lembar abstrak ini boleh diperbanyak tanpa izin dan biaya.

UDC (OXDCF) 546.3

Resetiana Dwi Desiati^a, Eni Sugiarti^a, Safitry Ramandhany^b (^aPusat Penelitian Fisika, Lembaga Ilmu Pengetahuan Indonesia (LIPI), ^bProdi Fisika, Fakultas Sains dan Teknologi, Universitas Islam Negeri (UIN) Syarif Hidayatullah Jakarta)

Analisa Ukuran Partikel Serbuk Komposit NiCrAl dengan Penambahan Reaktif Elemen untuk Aplikasi Lapisan Tahan Panas

Metalurgi, Vol. 33 No. 1 April 2018

Dalam makalah ini dibahas mengenai ukuran sampel serbuk NiCrAl yang ditambahkan reaktif elemen yttrium (Y), silikon (Si), hafnium (Hf), dan zirconium (Zr) menjadi paduan NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, NiCrAlZr dengan proses *milling* menggunakan *ball mill* selama 36 jam dengan kecepatan *milling* 25 Hz atau 1500 rpm dan perbandingan antara serbuk dengan *ball mill* adalah 1:2. SEM (*scanning electron microscopy*) digunakan untuk mengkarakterisasi sampel serbuk yang bertujuan untuk mengetahui morfologi sampel seperti bentuk dan ukuran partikel. Gambar digital dari hasil karakterisasi SEM diolah menggunakan software ImageJ untuk mengetahui ukuran partikelnya dan hasil pengukurannya dibandingkan dengan data hasil karakterisasi menggunakan PSA (*particle size analyzer*). Analisis serbuk NiCrAl pada partikel saat 0 jam (sebelum *milling*) berdasarkan data PSA bernilai rata-rata 44,04 μm sedangkan data pengolahan ImageJ untuk klasifikasi sampel bernilai rata-rata 46,98 μm . Disamping itu untuk klasifikasi partikel pada serbuk NiCrAl setelah 36 jam *milling* berdasarkan data PSA bernilai rata-rata 71,12 μm sedangkan data pengolahan ImageJ bernilai rata-rata 67,93 μm . Metode analisis tersebut juga dilakukan untuk serbuk NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, dan NiCrAlZr. Sehingga berdasarkan hasil analisa dapat diketahui bahwa pengolahan gambar digital SEM menggunakan ImageJ memiliki keakuratan kurang lebih sebesar 80% dari data PSA. Hal ini disebabkan dari bentuk sampel serbuk yang tidak homogen dan sebarannya yang tidak merata. Selain itu pula dapat diketahui juga bahwa sampel serbuk paduan NiCrAl, NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, NiCrAlZr setelah pemilinan selama 36 jam mengalami perbesaran ukuran dari kondisi awal atau 0 jam yang disebabkan selama proses pemilinan mengalami aglomerasi dan *cold welding*. Penambahan reaktif elemen dengan komposisi kecil pada NiCrAl tidak berdampak pada ukuran partikel.

Kata Kunci: Ukuran partikel, NiCrAl, reaktif elemen

Particle Size Analysis of NiCrAl Composite Powders with Reactive Elements Addition for Thermal Barrier Coating Applications

In this paper we discuss about the particle size of NiCrAl powder in addition to reactive elements, i.e. yttrium (Y), silicon (Si), hafnium (Hf), and zirconium (Zr) to produce compound powder of NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, and NiCrAlZr produced by milling process using ball mill for 36 hours at rotating speed of 25 Hz or 1500 rpm and the ball to powder ratio (BPR) of 1:2. SEM (scanning electron microscopy) was used to characterize the powder sample to understand the morphology of the sample such as particle shape and size. Digital picture of SEM results was analyzed using free software ImageJ to understand the particle size and the results was compared by using characterization results of Particle Size Analyzer (PSA). Analysis of NiCrAl powder on at 0 hour (before milling) has a value of 44.04 μm based on PSA data, while based on ImageJ processing data NiCrAl powder has an average value of 46.98 μm . On the contrary, the PSA data on the classification of NiCrAl powder after 36 hours of milling time has a particle size of 71.12 μm whereas ImageJ processing data has an average value of 67.93 μm . These analysis methods have also been applied to NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, and NiCrAlZr powders. Therefore, analysis results reveal that the digital processing of SEM image using ImageJ has an accuracy value of about 80% compared with PSA data. It is caused by the shape of powder sample which was not homogenous and not well-distributed. In addition, the SEM results show that the particle size of compound powder of NiCrAl, NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, and NiCrAlZr after 36 hours was larger than the initial condition or 0 hours of milling time due to agglomeration and cold welding during milling process. The addition of reactive elements with small compositions to NiCrAl has no impact on particle size.

Keywords: Particle size, NiCrAl, reactive elements

METALURGI
(Metallurgy)

ISSN 0126 – 3188

Vol 33 No. 1 April 2018

Kata Kunci bersumber dari artikel. Lembar abstrak ini boleh diperbanyak tanpa izin dan biaya.

UDC (OXDCF) 669.1

Satrio Herbirowo, Bintang Adjiantoro, Fatayalkadri Citrawati (Pusat Penelitian Metalurgi dan Material – Lembaga Ilmu Pengetahuan Indonesia (LIPI))

Karakteristik Sifat Mekanik dan Struktur Mikro Baja Laterit Paduan Ni-Cr-Mn Hasil Tempa Panas dengan Variasi Beban Tempa

Metalurgi, Vol. 33 No. 1 April 2018

Baja laterit paduan NiCrMn berpotensi sebagai bahan baku alternatif baja yang memiliki ketangguhan yang tinggi dan dapat mensubstitusi baja AISI 4340 komersial. Penelitian ini dilakukan dengan tujuan untuk mengetahui karakteristik baja laterit sesuai standar AISI 4340 dilihat dari komposisi kimia, sifat mekanik dan struktur mikro setelah dilakukan proses tempa panas dengan variasi beban tempa. Proses tempa panas dilakukan pada temperatur 1200 °C menggunakan 3 variasi beban tempa yaitu 50, 75, dan 100 ton dan media pendingin oli. Hasil proses tempa panas kemudian dikarakterisasi komposisi kimia dengan OES (*optical emission spectrometry*), pengamatan metalografi dengan OM (*optical microscopy*), pengujian dampak metoda charpy dan uji keras dengan metoda Rockwell C. Hasil analisis komposisi kimia menunjukkan bahwa baja laterit paduan NiCrMn memiliki komposisi kimia sesuai dengan AISI 4340 dengan modifikasi unsur Ni sebesar (% berat) 1,8; Cr 1,71; dan Mn 1,87. Hasil karakterisasi pada baja laterit paduan NiCrMn menunjukkan bahwa dengan semakin meningkatnya persen reduksi yang diberikan, kekerasan dan ketangguhan makin meningkat. Pada persentase reduksi 31,02% diperoleh nilai kekerasan sebesar 61,21 HRC dengan struktur yang terbentuk adalah fasa martensit, dimana kemampuan menyerap energi adalah sebesar 0,166 J/mm². Akan tetapi pada persen reduksi lebih besar yaitu 31,72%, nilai kekerasan dan kekuatan dampak adalah menurun menjadi 58,56 HRC dan 0,19 J/mm². Hal ini terjadi karena struktur yang terbentuk dalam baja laterit paduan NiCrMn adalah fasa martensit dengan austenit sisa.

Kata Kunci: Baja laterit paduan NiCrMn, AISI 4340, martensit, austenit sisa

Mechanical Properties and Microstructure Characterization of Ni-Cr-Mn Alloys Lateritic Steel as a Result of Hot Forging with Variated Forging Loads

NiCrMn alloy lateritic steel has a potential as an alternative for steel raw material that has high toughness and substitute the commercial AISI 4340 steel. This research is conducted to know the characteristics of lateritic steels according to AISI 4340 standard from chemical composition, mechanical properties, and microstructure after hot forging process with variety of loads and oil as cooling media. The hot forging process was carried out at temperature of 1200 °C using 3 variety of forging loads: 50, 75, and 100 tons. The forged NiCrMn alloy lateritic steel was characterized by chemical composition analysis with OES (optical emission spectrometer), metallographic observation using OM (optical microscopy), Charpy impact test, and hardness Rockwell C. The result of chemical composition analysis showed that NiCrMn alloy lateritic steel had chemical composition in accordance to AISI 4340 with modification of Ni, Cr, and Mn elements equal to (wt.%) 1.8; 1.71; 1.87. The characteristics of NiCrMn alloy lateritic steel showed that the hardness and toughness increased when the % reduction improved. In reduction percentage of 31.02% it was obtained hardness value and energy absorb equal to 61.21 HRC and 0.166 J / mm², with structure formed was martensite phase. However, at a higher reduction percentage of 31.72%, the hardness and impact strength values decreased to 58.56 HRC and 0.19 J / mm². This occurred because of the structure formed in the NiCrMn alloy lateritic steel was a martensite phase with residual austenite.

Keywords: NiCrMn alloy lateritic steels, AISI 4340, martensite, retained austenite

UDC (OXDCF) 620.16

Dewa Nyoman Adnyana (Jurusan Teknik Mesin, Fakultas Teknologi Industri, Institut Sains dan Teknologi Nasional (ISTN))

Karakterisasi Tingkat Degradasi Superalloy Udimet 520 pada Sudu Putar Turbin Pembangkit Listrik Tenaga Gas

Metalurgi, Vol. 33 No. 1 April 2018

Sudu putar turbin tingkat pertama pada sebuah unit pembangkit listrik tenaga gas (PLTG) dengan kapasitas terpasang 130 MW telah dioperasikan selama lebih dari 50.000 jam. Material sudu turbin dibuat dari paduan *superalloy* berbasis Ni dengan spesifikasi Udimet 520. Selama pengoperasiannya, sudu turbin diperkirakan mengalami degradasi akibat sejumlah mekanisme kegagalan yang terjadi seperti: *thermal aging*, mulur (*creep*), fatik, korosi, dan/atau erosi. Pengujian yang dilakukan ini bertujuan untuk menentukan tingkat degradasi dan kelayakan sudu turbin untuk kelanjutan pengoperasiannya di waktu yang akan datang. Sebuah sudu turbin tingkat pertama dilepas dari rotor unit PLTG untuk digunakan dalam pengujian ini. Beberapa pengujian yang dilakukan meliputi analisa kimia, uji metalografi, uji kekerasan dan uji ketahanan mulur. Hasil pengujian menunjukkan bahwa material sudu turbin belum mengalami perubahan yang berarti pada morfologi struktur mikro akibat *thermal aging*, baik pada matrik fasa austenit (γ) dan partikel/presipitat fasa *gamma prime* (γ') Ni₃(Al,Ti) maupun pada fasa karbida. Disamping itu tingkat ketahanan mulur material sudu turbin terlihat masih lebih tinggi jika dibandingkan dengan sifat ketahanan mulur minimum material standar Udimet 520. Lebih jauh, tingkat degradasi akibat korosi dan/atau oksidasi yang terjadi pada permukaan luar sudu turbin pada umumnya masih tergolong rendah. Pada kondisi ini secara aplikasi di lapangan sudu turbin masih layak pakai.

Kata Kunci: UDIMET 520, sudu turbin, gamma prime (γ'), karbida

Characteristic Degradation Level of Superalloy Udimet 520 of Rotating Blade of a Gas Turbine Power Plant

First stage rotating blades of a gas turbine power plant having design capacity of 130 MW have been in operation for more than 50.000 hours. The blade material was made of Udimet 520, a Ni- based superalloys. During its operation, the turbine blades may have been subjected to degradation due to several damage mechanisms such as thermal aging, creep, fatigue, corrosion and/or erosion. The aim of this examination was to determine the degree of degradation and the possibility of future service continuation of the turbine blades. A post-service first stage turbine blade was dismantled from the engine rotor and used for examination. Various laboratory examinations were performed including chemical analysis, metallographic examination, hardness testing and creep testing. Results of the examination obtained showed that the turbine blade material has not been experiencing some significant morphology change in microstructure due to thermal aging, either on the matrix austenite phase (γ) and precipitate of gamma prime (γ') or on the carbide phase particles. In addition, the level of creep resistance of the turbine blade material was still higher than the minimum creep property of the Udimet 520. Furthermore, the degree of degradation due to corrosion and/or oxidation occurred on most of the blade exterior in general was considered low. Based on this condition, the first stage gas turbine blades were considered serviceable.

Keywords: UDIMET 520, Turbine blade, gamma prime (γ'), carbide



MAGNET NANOKOMPOSIT SEBAGAI MAGNET PERMANEN MASA DEPAN

Novrita Idayanti^{a,b}, Azwar Manaf^{a*}, Dedi^b

^a Program Studi Ilmu Bahan, Fakultas MIPA, Universitas Indonesia
Departemen Fisika Gedung F, Kampus UI Depok, Indonesia 16424

^b Pusat Penelitian Elektronika dan Telekomunikasi - LIPI
Jl. Sangkuriang Kampus Gedung 20 Bandung, Indonesia 40135

E-mail: *azwar@ui.ac.id

Masuk Tanggal : 14-05-2018, revisi tanggal : 22-05-2018, diterima untuk diterbitkan tanggal 08-06-2018

Intisari

Naskah ini dibuat berdasarkan kajian literatur tentang penelitian dan pengembangan material magnet permanen terutama pengembangan yang dilakukan oleh para peneliti dalam lebih 100 tahun kebelakang. Diketahui bahwa, era magnet permanen modern dimulai pada awal abad ke 19 berlangsung kurang lebih 100 tahun. Dalam 100 tahun ke belakang, ternyata fokus penelitian para peneliti adalah pencarian senyawa magnetik yang potensial. Tidak mengherankan bila dalam periode 100 tahun tersebut berbagai jenis senyawa magnetik berhasil ditemukan. Diawali dengan baja sebagai magnet permanen telah digunakan pada awal abad 19, menyusul kelas-kelas magnetik lainnya seperti *alnico*, magnet keramik, magnet logam tanah jarang Sm-Co dan terakhir magnet-magnet logam tanah jarang Nd-Fe-B dan Sm-Fe-N. Magnet logam tanah jarang Nd-Fe-B ditemukan di ujung abad 19 dengan nilai produk energi maksimum atau $(BH)_{\max}$ sebesar 56 MGOe (448 kJ.m^{-3}) telah berhasil diperoleh. Nilai tersebut adalah nilai tertinggi yang pernah dicapai oleh para peneliti sampai saat ini. Namun, penulis mengamati bahwa sejak awal abad 20, ternyata telah terjadi perubahan pada fokus pengembangan penelitian yaitu saat ini tidak lagi berfokus pada pencarian dan penemuan fasa magnetik baru, akan tetapi lebih kepada merekayasa struktur material magnetik melalui penggabungan fasa magnetik keras yang memiliki konstanta *magnetocrystalline* tinggi dengan fasa magnetik lunak yang memiliki nilai magnetisasi jenuh yang tinggi dalam sebuah struktur komposit sehingga menjadi magnet nanokomposit. Magnet nanokomposit adalah magnet permanen dengan sifat kemagnetan yang lebih unggul dibandingkan dengan magnet konvensional. Keunggulan dimaksud adalah pada nilai magnetisasi remanen (M_r) dan nilai produk energi maksimum $(BH)_{\max}$ yang tinggi disebabkan terjadinya efek *exchange coupled spring* antara fasa magnetik keras dan lunak sehingga mensejajarkan arah magnetisasi kedua fasa magnetik di bawah pengaruh interaksi pertukaran. Para peneliti teoritik pun telah menggali potensi magnet permanen nanokomposit dan menetapkan nilai $(BH)_{\max}$ sebesar 1 MJ.m^{-3} sebagai nilai *ultimate* yang harus dapat dicapai secara eksperimental. Nilai *ultimate* tersebut telah membuka tantangan yang besar dan menjadi destinasi baru bagi para peneliti eksperimental. Dalam makalah *review* ini, disampaikan pengetahuan, penelitian, dan metoda tentang peningkatan sifat kemagnetan material ferit, tanah jarang, dan logam paduan berdasarkan *exchange interaction mechanism* pada saat terjadinya *exchange spring magnet* antara fasa keras dan fasa lunak.

Kata Kunci: Magnet nanokomposit, magnet permanen, perkembangan magnet permanen

Abstract

This paper reviews research and development of permanent magnet materials based on study literatures that have been conducted by researchers in more than 100 years. It is known that the era of modern permanent magnets began in the early 19th century and lasted for approximately 100 years. In the past 100 years, it turned out the research focus of the researchers was to look for potential magnetic compounds. Not surprisingly, in a period of 100 years that various types of magnetic compounds were found. The rare earth metal magnet Nd-Fe-B was found at the end of the 19th century with a maximum energy product value or $(BH)_{\max}$ of 56 MGOe (448 kJ.m^{-3}) obtained. The value is the highest value ever achieved by researchers to date. However, the authors observe that since the early 20th century, there has been a change in the focus of research development that is currently not focus on the search and discovery of new magnetic phases, but rather to develop the magnetic material structure through the incorporation of hard magnetic phases with high magnetocrystalline value with a soft magnetic phase that has a high saturated magnetization value in a composite structure to become a nanocomposite magnets. The nanocomposite magnets are permanent magnets with superior magnetism properties compared to conventional magnets. The excellence magnetic properties are the value of remanent magnetization (M_r) and the maximum

energy product $(BH)_{max}$ due to the effect of exchange coupled spring between the hard and soft magnetic phases so as to align the magnetic orientation of the two magnetic phases under the influence of exchange interaction. The theoretical researchers have also explored the potential of a nanocomposite permanent magnet and assigned $(BH)_{max}$ value of 1 MJ.m^{-3} as the ultimate value that must be achieved experimentally. The ultimate value has opened big challenges and become a new destination for experimental researchers. In this review paper, we present knowledge, research, and methods on improving the magnetism properties of ferrite, rare earth, and alloy metals based on exchange interaction mechanisms during the exchange spring magnet between hard and soft phases.

Keywords: Magnet nanocomposite, permanent magnets, development of permanent magnets

1. PENDAHULUAN

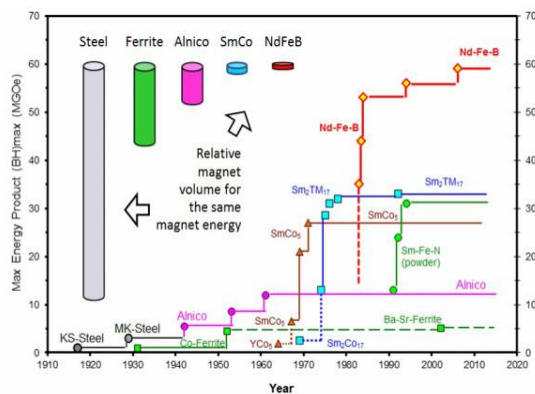
Sejarah magnet permanen dimulai sejak abad ke-6 SM, namun pemahaman modern tentang magnetisme dimulai oleh ilmuwan Inggris, William Gilbert pada tahun 1600 dengan mempublikasikan percobaan spektakuler pertama tentang magnetisme yaitu "De Magnete" [1]. William mengkonfirmasi penelitian sebelumnya tentang kutub magnet dan menyimpulkan bahwa bumi adalah magnet [2]. Pada tahun 1820 H.C. Oersted [3], ilmuwan Belanda menemukan adanya korelasi antara listrik dan magnet, dimana konduktor dialiri arus dapat membelokkan jarum kompas. Selanjutnya korelasi listrik-magnet tersebut dipelajari dan dikembangkan secara teoritik oleh fisikawan Prancis Andre Ampere pada tahun 1821 [4]. Baru pada awal tahun 1900, Langevin [5] memperkenalkan teori diamagnetisasi dan paramagnetisasi dan Weiss [6] memperkenalkan penjelasan teori feromagnetik. Pada tahun 1920, era mekanika kuantum dimulai dan fisika kemagnetan juga telah dikembangkan dengan teori yang melibatkan interaksi elektron dan interaksi pertukaran. Selanjutnya para ilmuwan mulai mempelajari bahan magnetik tidak hanya berdasarkan besi dan baja saja, tapi juga bahan magnetik lainnya seperti, keramik magnetik *hard ferrite*, paduan AlNiCo, Sm-Co, *rare earth-transition metals* seperti Nd-Fe-B dan Sm-Fe-N sebagaimana diperlihatkan pada Gambar 1 tentang sejarah perkembangan magnet permanen dalam 100 tahun terakhir. Di awal tahun 1900, magnet permanen pertama menggunakan baja. Kemudian pada tahun 1930 diperkenalkan jenis magnet permanen alnico. Alnico terbuat dari paduan feromagnetik Fe-Co

dalam matriks non-magnetik Al-Ni. Magnet ini memiliki sifat magnetik yang lebih tinggi daripada baja dengan produk energi maksimum, $(BH)_{max}$ hampir lima kali lebih besar dibandingkan baja magnet.

Pada tahun 1950, magnet *platinum-cobalt* (PtCo) ditemukan dengan ketahanan korosi yang lebih baik daripada AlNiCo, sehingga menjadikannya ideal untuk aplikasi biomedis. Di era yang sama, ditemukan juga magnet permanen kelas keramik, memiliki dua senyawa penting masing-masing *barium hexaferrite* ($\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$) dan *strontium hexaferrite* ($\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$). Kedua jenis magnet keramik tersebut terbuat dari bahan yang melimpah seperti Fe_2O_3 sehingga menjadi magnet permanen yang dapat diproduksi dengan biaya produksi yang murah. Tidak mengherankan bila magnet permanen kelas keramik masih menjadi magnet permanen yang sangat populer dan menjadi magnet komersial terpenting selama beberapa dekade hingga sampai saat ini. Magnet permanen kelas keramik memiliki nilai *coercivity* (H_c) yang relatif tinggi, namun nilai $(BH)_{max}$ tidak setinggi AlNiCo tetapi lebih tinggi dari baja magnet. Meskipun demikian, magnet keramik sudah menemukan aplikasi yang luas pada berbagai produk teknologi, terutama produk yang memerlukan magnet permanen seperti otomotif, motor dan generator listrik, *loudspeaker*, dlsb. Hal ini karena ketersediaan bahan bakunya yang berlimpah dan dapat diproduksi dengan biaya produksi rendah. Magnet keramik *hexaferrite* dibuat melalui teknologi pemaduan mekanik atau *mechanical alloying* [7] yaitu pemaduan secara penghalusan mekanik *precursors* dan

dilanjutkan dengan perlakuan *sintering* untuk melangsungkan reaksi *solid state*. Bentuk akhir produk yang kompleks diperoleh melalui proses pencetakan dan *grinding*.

Pada tahun 1970, magnet permanen kelas baru diperkenalkan yaitu penggunaan logam tanah jarang atau *rare earth* untuk pembuatan senyawa magnetik sistem SmCo sebagai kelas magnet permanen logam tanah jarang. Terdapat dua fasa magnetik penting masing-masing



Gambar 1. Perkembangan magnet permanen sejak tahun 1900 [4]

SmCo₅ dan Sm₂Co₁₇ [8]. Magnet permanen logam tanah jarang memiliki sifat magnetik yang jauh lebih tinggi dari jenis magnet permanen sebelumnya, dimana nilai (BH)_{max} magnet jenis ini mencapai 30-35 MGOe atau 240 – 280 kJ.m⁻³. Sebagai magnet permanen yang memiliki densitas energi yang tinggi diindikasikan oleh besarnya nilai (BH)_{max}, maka jenis magnet permanen ini menjadi magnet permanen yang mampu memenuhi tuntutan produk teknologi masa kini, yaitu produk yang mengutamakan miniaturisasi ruang. Pada Gambar 1, diilustrasikan bagaimana dengan semakin meningkatnya nilai (BH)_{max} terjadi reduksi volume magnet yang cukup signifikan dengan diperkenalkannya jenis magnet logam tanah jarang. Namun masih ada keterbatasan dari magnet Sm-Co yaitu harga produksinya yang relatif mahal karena terbuat dari logam Co yang kesediaannya terbatas dan mengalami gangguan. Oleh karenanya diperlukan magnet permanen kelas logam tanah jarang dengan harga produksi yang lebih murah. Fakta ini menjadi tantangan baru para peneliti magnet permanen untuk mencari senyawa magnetik baru dengan bahan yang mudah diperoleh serta biaya produksi yang relatif murah. Berdasarkan tantangan ini maka akhirnya, dua grup peneliti terpisah masing-masing grup GM (*general motors*) dan SSM (*sumitomo special metals*) secara bersamaan

mengumumkan penemuan fasa magnetik baru *neodymium iron boron* atau Nd₂Fe₁₄B pada tahun 1984 [9]-[10].

Menarik untuk diperhatikan bahwa kedua grup peneliti terpisah tersebut menggunakan dua teknologi proses yang berbeda untuk memproduksi magnet permanen dengan fasa magnetik baru tersebut. Grup GM menggunakan teknologi *rapid solidification* dengan teknik *melt spinning* [11] untuk menghasilkan serbuk isotropik terdiri dari polikristalit dengan ukuran rata-rata beberapa puluh nanometer sampai beberapa ratus nanometer, tergantung *roll speed* yang digunakan. Dari serbuk ini pula dapat dibuat magnet isotropik berpekat polimer (*polymer bonded magnets*) [12], *hot pressed magnets* [13] serta magnet anisotropik atau *die upset forged magnets* [14]. Karena ukuran kristalitnya yang demikian halus serta komposisi yang digunakan adalah komposisi stoikiometri, maka sifat kemagnetan yang diperoleh terutama magnetisasi remanen dan (BH)_{max} sama dengan nilai teoritikal masing-masing ~ 0,81 T dan 112 kJ.m⁻³ [15]. Sedangkan untuk magnet anisotropik diperoleh melalui *die upset forging* magnet *hot press* dalam cetakan dengan ruang dalam cetakan yang lebih besar dibandingkan dengan dimensi magnet itu sendiri. Dalam hal ini, *forging* dilaksanakan pada temperatur tinggi sekitar 700 °C sampai terjadi perubahan ketebalan sampel *hot press* dan pengarahannya orientasi kital untuk menimbulkan sifat anisotropiknya [16].

Berbeda dengan grup GM, grup SSM menerapkan teknologi PM (*powder metallurgy*) untuk pembuatan magnet permanen [17]. Komposisi yang digunakan adalah komposisi *off stoichiometry* dengan logam Nd berlebih yaitu Nd₁₅Fe₇₇B₈ (*at.%*). Kehadiran unsur Nd berlebih dimaksudkan agar terbentuk fasa kaya dengan Nd (*Nd-rich phase*) [18] pada batas butir dan bekerja sebagai *decoupling agent* bagi antar fasa magnetik utama Nd₂Fe₁₄B agar diperoleh sifat koersivitas yang tinggi.

Melihat kembali perkembangan hasil penelitian pada bidang magnet permanen sebagaimana diperlihatkan pada Gambar 1, dapat disimpulkan bahwa telah banyak kemajuan yang diperoleh dalam kurun waktu satu abad ke belakang dari sejak penggunaan baja sebagai magnet permanen dengan nilai (BH)_{max} yang masih sangat rendah sehingga selalu memerlukan baja magnet dengan dimensi yang relatif besar (*less volume effective*). Berbagai jenis fasa magnetik baru ditemukan dengan berjalannya waktu dan

perbaikan nilai $(BH)_{\max}$ dari serendah 3 MGOe dari magnet keramik *hard ferrite* hingga setinggi 56 MGOe (448 kJ.m^{-3}) diperoleh dari magnet logam tanah jarang jenis NdFeB sebagaimana dapat dilihat pada Gambar 1. Seiring dengan nilai $(BH)_{\max}$ yang semakin tinggi, dimensi dan volume magnet semakin berkurang dapat memenuhi tuntutan masa kini yang memerlukan miniaturisasi produk.

Penelitian terhadap magnet permanen tidak pernah berhenti meskipun setelah penemuan fasa magnetik $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$. Pesatnya pertumbuhan aplikasi magnet permanen di berbagai produk modern masa kini, menuntut perbaikan pada sifat magnetik magnet permanen yang pernah ditemukan agar bisa memenuhi tuntutan *volume effective* dan *cost effective*. Para peneliti bidang magnet permanen terus melakukan penelitian magnet permanen dengan karakteristik magnet yang dapat memenuhi tuntutan tersebut. Namun, upaya pengembangan pada penelitian tidak lagi pada pencarian material baru tetapi lebih kepada rekayasa struktur material untuk mendapatkan sifat unggul. Kecenderungan penelitian memperlihatkan fokus penelitian mengarah kepada rekayasa struktur dari struktur fasa tunggal sebagaimana banyak dijumpai pada magnet permanen konvensional menjadi magnet dengan struktur komposit yaitu *nanocomposite magnets* [19]-[21].

Dalam makalah ini dibicarakan berbagai jenis magnet nanokomposit dengan perbaikan sifat kemagnetan yang diperoleh berdasarkan rekayasa struktur. Penjelasan tentang mekanisme peningkatan sifat kemagnetan seperti mekanisme *exchange spring magnets* juga dibicarakan. Dalam paper ini juga disampaikan beberapa hasil prediksi teori terhadap magnet nanokomposit masa datang yang meninggalkan pekerjaan rumah yang besar bagi para peneliti eksperimental.

2. MAGNET NANOKOMPOSIT

Magnet nanokomposit adalah material magnetik multi-fasa dengan ukuran rata-rata kristalit dalam orde nanometer. Pada sistem magnet permanen, magnet nanokomposit terdiri dari fasa magnetik keras dan fasa magnetik lunak dimana pada kedua fasa magnetik terjadi *grain exchange interaction* atau efek interaksi pertukaran antar butir menghasilkan magnet permanen dengan nilai remanen dan $(BH)_{\max}$ yang tinggi [22]-[23]. Struktur komposit bertujuan untuk menimbulkan efek interaksi antar kristalit fasa magnetik yang memiliki nilai

magnetisasi saturasi yang tinggi sehingga menghasilkan magnet permanen komposit yang memiliki karakteristik yang baru. Karakteristik magnet nanokomposit adalah memiliki nilai saturasi dan $(BH)_{\max}$ yang lebih tinggi dibandingkan dengan magnet permanen konvensional selama efek negatif terhadap nilai koersivitas dari *grain exchange interaction effect* dapat dikompensasi [24]-[25].

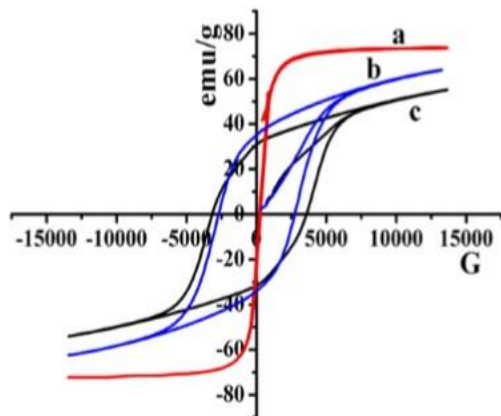
Selama 15 tahun terakhir, penelitian dan pengembangan di bidang bahan magnetik berstruktur nano telah menarik perhatian dan meningkat dengan pesat. Dilihat dari sudut pandang teknologi, struktur nanokomposit menunjukkan sifat fisika dan kimia yang unik dan menarik sehingga sifat kemagnetan meningkat secara signifikan [26]-[27]. Bahan nanokomposit dapat diaplikasikan pada banyak bidang seperti; sensor [28], peralatan biomedik [29], *magnetic optical storage* [30], *ferrofluid* [31], *magnetic recording media* [32], *microwave absorber* [33].

Sifat kemagnetan nanokomposit sangat ditentukan oleh ukuran kristalit atau butir, bentuk dan distribusi kristalit, serta jenis fasa magnetik penyusun struktur komposit. Interaksi pertukaran antar butir serta interaksi dipolar memainkan peran penting dalam menentukan sifat kemagnetan dari magnet nanokomposit. Efek interaksi pertukaran dua fasa magnet yaitu menggabungkan *coercivity* yang tinggi (H_c) dari fasa keras dan magnetisasi (M_s) yang tinggi dari fasa lunak sehingga terjadi *exchange spring magnet* [34] dimana ketika medan magnet yang diterapkan cukup besar pada proses demagnetisasi untuk membalikkan arah magnetisasi fasa magnetik keras, arah magnetisasi fasa magnetik lunak dapat dipertahankan untuk tidak segera mengalami pembalikan arah mengikuti arah medan demagnetisasi [34].

Banyak penelitian tentang fabrikasi magnet nanokomposit yang telah dilakukan para peneliti dengan memvariasikan beberapa faktor yang dapat mempengaruhi sifat magnetik yang dihasilkan. Fasa magnetik yang dikompositkan dapat berupa sistem paduan (*alloy*) [35], fasa magnetik keras pada sistem keramik seperti barium dan heksaferit (BHF) dikompositkan dengan fasa magnetik lunak seperti NiZn ferit, Co-ferit, dan Mn-ferit [36]-[38]. Pada sistem *alloy*, fasa magnetik logam tanah jarang seperti SmCo_5 , $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ dikompositkan dengan fasa magnetik lunak seperti $\alpha\text{-Fe}$, Fe_3B , dan FeCo [39]-[41].

Beberapa peneliti melaporkan hasil investigasinya tentang sifat kemagnetan magnet

nanokomposit yang dipersiapkan dengan berbagai metode. Y. Wang, dkk. [42] membuat magnet nanokomposit antara fasa magnetik $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (BHF) dan fasa magnetik lunak $\text{Ni}_{0,8}\text{Zn}_{0,2}\text{Fe}_2\text{O}_4$ menggunakan metoda *sol gel*. Kurva nanokomposit hasil percobaan dapat dilihat pada Gambar 2.

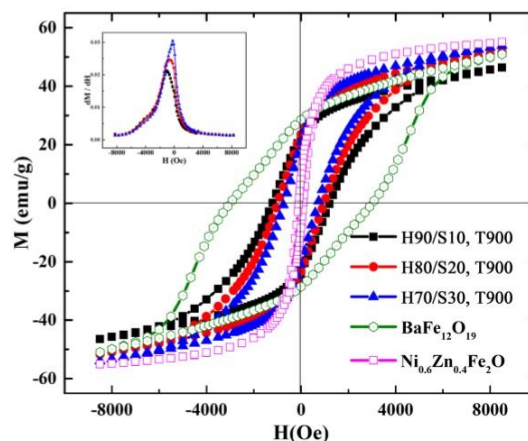


Gambar 2. Kurva hysteresis: (a) $\text{Ni}_{0,8}\text{Zn}_{0,2}\text{Fe}_2\text{O}_4$, (b) $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{Ni}_{0,8}\text{Zn}_{0,2}\text{Fe}_2\text{O}_4$, dan (c) $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ [42]

Loop hysteresis ketiga sampel magnet nanokomposit tersebut dibandingkan dengan magnet fasa tunggal BHF dan $\text{Ni}_{0,8}\text{Zn}_{0,2}\text{Fe}_2\text{O}_4$. Hasil yang diperoleh adalah terjadi peningkatan nilai magnetisasi saturasi (M_s) dan magnetisasi remanen (M_r), akan tetapi nilai *coercivity* (H_c) magnet nanokomposit mengalami penurunan signifikan dibandingkan dengan nilai koersivitas BHF. Sebaliknya, nilai koersivitas magnet nanokomposit meningkat secara signifikan dibandingkan dengan koersivitas magnet $\text{Ni}_{0,8}\text{Zn}_{0,2}\text{Fe}_2\text{O}_4$. Jadi, dapat disimpulkan bahwa efek interaksi pertukaran antar fasa magnetik penyusun komposit memberikan dua efek bertentangan yaitu meningkatkan nilai remanen dan menurunkan nilai koersivitas. Dengan demikian, terdapat tantangan pengembangan untuk tetap memperoleh magnet nanokomposit dengan magnetisasi remanen dan koersivitas yang cukup agar dapat diperoleh magnet permanen nanokomposit dengan nilai $(\text{BH})_{\text{max}}$ yang ditingkatkan.

H. Nikmanesh [43] membuat magnet nanokomposit yang sama dengan metoda *mechanical alloying* tetapi tidak mendapatkan peningkatan yang signifikan untuk nilai M_s dan M_r . Akan tetapi hasil SEM (*scanning electron microscopy*), TEM (*transmission electron microscopy*) dan FTIR (*fourier transform infrared spectroscopy*) menunjukkan bahwa fasa $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ dan $\text{Ni}_{0,6}\text{Zn}_{0,4}\text{Fe}_2\text{O}_4$ dapat terdistribusi secara seragam. Dipelajari 3

magnet nanokomposit yang memiliki 3 komposisi berbeda dengan kode designasi H90/S10, H80/S20 dan H70/S30 sebagaimana yang tercantum pada Gambar 3.

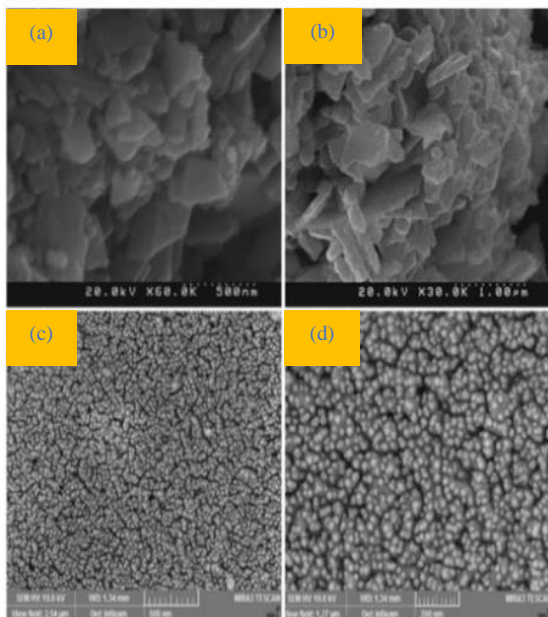


Gambar 3. Kurva hysteresis untuk H90/S10, H80/S20, H70/S30, magnet nanokomposit $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ dan $\text{Ni}_{0,6}\text{Zn}_{0,4}\text{Fe}_2\text{O}_4$ [43]

F. Yakuphanoglu [44] memperkenalkan pembuatan komposit magnet terdiri dari bahan perekat dari karet alam atau *natural rubber* (NR) sebagai matrik dan bahan magnetik berfasa utama BHF sebagai *filler*. Fasa magnetik BHF dipersiapkan dengan metoda penghalusan mekanik konvensional memiliki ukuran kristalit rata-rata 46 nm. Komposit magnet ini dimaksudkan untuk diaplikasikan pada perangkat elektronik sebagai bahan penyerap gelombang elektromagnetik. Hasil observasi struktur komposit magnet menunjukkan bahwa serbuk *filler* berfasa BHF tersebar secara merata menjadikan sistem komposit magnet BHF/NR sangat baik. Hasil pengujian resistivitas listrik komposit magnet memperlihatkan nilai yang terus menurun seiring dengan bertambahnya fraksi volume fasa magnetik BHF. Penurunan resistivitas volume komposit magnet BHF/NR telah mampu meningkatkan nilai *insertion loss* komposit [44]-[45].

Nanokomposit BHF juga dapat digabungkan dengan ZnO dengan metoda hidrotermal dan ultrasonik sederhana [46]-[47]. Diketahui bahwa ZnO adalah oksida logam semikonduktor yang baik untuk fotokatalis dan penyerap bahan kimia beracun. Penggabungan kedua material tersebut sangat baik untuk aplikasi fotokatalitik. Surfaktan juga sangat diperlukan untuk meningkatkan sifat feromagnetik dan katalitiknya. Pengaruh penambahan surfaktan pada mikrostruktur magnet nanokomposit tersebut dapat dilihat pada foto SEM dalam Gambar 4. Dapat

disimpulkan bahwa surfaktan sangat mempengaruhi morfologi butir yang terbentuk, sehingga berpengaruh lanjut terhadap sifat kemagnetan.



Gambar 4. Hasil SEM $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (a, b) tanpa surfaktan, (c, d) dengan surfaktan *citric acid* [47]

Magnet nanokomposit BHF juga merupakan material yang cocok untuk diaplikasikan sebagai material penyerap gelombang mikro atau *microwave absorbing materials* [48]-[50]. Rekayasa material yang diperlukan adalah mengkompositkan fasa magnetik keras BHF dengan fasa magnetik lunak seperti *CoFe*, *novolac phenolic resin*, *polyaniline*, $\text{Y}_3\text{Fe}_2\text{O}_5$, dan aditif *graphene* [51]-[54]. Telah umum diketahui bahwa *M-type* BHF digunakan sebagai magnet permanen karena fasa magnetik BHF memiliki medan anisotropi kristal yang besar ($\sim 150 \text{ kA/m}$), memiliki temperatur curie yang tinggi ($\sim 450 \text{ }^\circ\text{C}$) dan nilai magnetisasi jenuh sebesar $0,39 \text{ T}$ [55]. Disamping itu, BHF tergolong ke dalam jenis material keramik dengan senyawa dasar besi oksida atau Fe_2O_3 tersedia melimpah dan mudah didapat. BHF memiliki ketahanan korosi dan kestabilan kimia yang baik.

Penelitian magnet nanokomposit berbasis fasa logam tanah jarang seperti NdFeB dan SmCo sebagai fasa magnet keras dikompositkan dengan fasa magnet lunak telah diperkenalkan sebagai salah satu solusi mengurangi penggunaan logam tanah jarang karena terbatasnya ketersediaan unsur tanah jarang tersebut serta harganya yang mahal. Dengan demikian, magnet nanokomposit sistem $\text{NdFeB}/\alpha\text{-Fe}$ adalah magnet yang

menjanjikan untuk menggantikan magnet konvensional NdFeB . Banyak hasil penelitian menunjukkan bahwa magnet nanokomposit sistem $\text{NdFeB}/\alpha\text{-Fe}$ memiliki nilai magnetisasi remanen dan produk energi maksimum yang lebih tinggi [56]. Namun, beberapa hasil penelitian juga memperlihatkan sifat magnetik dari magnet nanokomposit sistem $\text{NdFeB}/\alpha\text{-Fe}$ belum sepenuhnya memuaskan karena *coercivity* yang dihasilkan masih relatif lebih rendah [57]. Beberapa usaha perbaikan untuk meningkatkan nilai *coercivity* magnet nanokomposit telah dilakukan melalui penambahan unsur Cr dan Co terhadap fasa magnetik NdFeB [58]. Penambahan paduan seperti Nd-Cu dan Nd-Al juga telah diterapkan untuk meningkatkan *coercivity* magnet [59].

Penambahan $\alpha\text{-Fe}$ pada NdFeB melalui proses penggilingan dan diikuti dengan perlakuan anil pada temperatur $700\text{-}800 \text{ }^\circ\text{C}$ telah diperoleh material komposit dengan *internal stress* dan kerapatan cacat kristal yang minimum serta terjadi kenaikan tingkat kristalinitas kedua fasa [60]. Hal ini berdampak positif kepada koefisien kopling antar kedua fasa pada sistem komposit yaitu setelah perlakuan panas terjadi peningkatan nilai konstanta anisotropi kristal. Dampak negatifnya adalah terjadi pertumbuhan ukuran kristalit kedua fasa magnetik yang menyebabkan penurunan kekuatan interaksi pertukaran antar fasa sehingga menurunkan nilai magnetisasi remanen magnet komposit [60].

Magnet logam tanah jarang SmCo yang digabung dengan $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ dengan metoda *mechanical milling* juga menunjukkan hasil yang bagus dengan menghasilkan magnet nanokomposit [61]. Ketebalan senyawa nanokomposit pada lapis tipis magnet nanokomposit diperlihatkan juga mempengaruhi *exchange spring effect*. Chowdhury dan M. Krishnan [62] telah mengamati perubahan struktur dan sifat magnetik magnet nanokomposit lapisan tipis SmCo_5/Co . Dalam prosesnya, Co didepositkan secara *multilayer* pada SmCo_5 dengan hasil yang baik karena reaktifitas Sm dan Co yang tinggi dan dalam bentuk nanokomposit. Rasio volume lapisan fasa keras/lunak dikontrol dengan memvariasikan ketebalan Sm (t_{Sm}) dan ketebalan Co (t_{Co}). Nilai $(\text{BH})_{\text{max}}$ tertinggi dicapai pada magnet nanokomposit lapis dengan t_{Sm} yang rendah dan t_{Co} yang tinggi. Metoda ini merupakan penemuan baru pada magnet nanokomposit lapis tipis dan ketebalan yang dibuat sangat tergantung dengan aplikasi yang akan diterapkan. Pengaruh ketebalan t_{Sm}

dan t_{Co} terhadap sifat kemagnetan magnet lapis tipis yang ditumbuhkan pada substrat Si dan MgO dapat dilihat pada Tabel 1. Bila diinspeksi data pada tabel tersebut terlihat nilai magnetisasi jenuh (M_{sat}) magnet nanokomposit lapis tipis meningkat dari 757,8 emu/cc ketika $t_{Sm} = 4,8$ nm dan $t_{Co} = 11,4$ nm menjadi 975 emu/cc ketika t_{Sm} dan t_{Co} masing-masing adalah 3,2 nm dan 11,4 nm, menghasilkan magnet dengan nilai $(BH)_{max}$ sebesar 12,4 MGOe. Namun, nilai $(BH)_{max}$ tertinggi yang diperoleh dari seri magnet nanokomposit lapis tipis bersubstrat Si adalah sebesar 14,9 MGOe dicapai pada magnet nanokomposit lapis tipis dengan t_{Sm} dan t_{Co} masing-masing adalah 2,4 nm dan 9,5 nm. Nilai $(BH)_{max}$ terbaik ternyata diperoleh dari magnet lapis tipis yang ditumbuhkan di atas substrat MgO mencapai 20,1 MGOe pada ketebalan t_{Sm} dan t_{Co} masing-masing 3,2 nm dan 11,4 nm.

magnetik keras dan fraksi fasa magnetik lunak. Jadi jelaslah untuk bisa menghasilkan magnet nanokomposit dengan nilai M_s yang tinggi diperlukan fasa magnetik keras dan lunak yang juga tinggi. Dengan demikian, nilai M_s komposit akan terletak diantara kedua nilai M_s fasa magnetik keras dan lunak. Namun, agar sistem komposit berperilaku seperti magnet keras, maka efek interaksi pertukaran antar butir fasa magnetik harus aktif. Hal ini dapat dicapai pada sistem nanokomposit.

3. MODEL FENOMENALOGIK *EXCHANGE SPRING MAGNET*

Konsep *exchange spring magnet* ini diusulkan pertama kali pada awal 1990 oleh Kneller dan Hawig [64] dengan memperkenalkan suatu model simulasi efek *exchange coupled* antara fasa magnetik keras dan lunak dalam sistem nanokomposit. Magnet nanokomposit ini kemudian diperkenalkan

Tabel 1. Sifat magnet nanokomposit t_{Sm}/t_{Co} yang ditumbuhkan pada substrat Si dan MgO [62]

Substrate	t_{Sm} (nm)	t_{Co} (nm)	H_c (kOe)	M_{sat} (emu/ cc)	S ($=M_{rem}/M_{sat}$)	$(BH)_{max}$ (MGOe)
Si	4,8	11,4	3,7	757,8	0,84	9,3
	4,8	9,5	5,0	707,7	0,83	9,2
	4,8	7,6	7,0	716,7	0,81	9,7
	3,2	11,4	3,0	975,0	0,84	12,4
	3,2	9,5	4,3	829,2	0,81	9,8
	3,2	7,6	5,5	766,9	0,82	9,9
	3,2	5,7	5,1	663,4	0,80	7,5
	2,4	11,4	2,1	1093,4	0,80	10,6
	2,4	9,5	2,5	1012,4	0,86	14,9
	2,4	7,6	3,1	995,01	0,82	14,4
MgO	2,4	5,7	4,2	779,2	0,89	12,9
	3,2	11,4	3,2	997,90	0,94	20,1

Nilai magnetisasi saturasi magnet nanokomposit dapat dihitung menggunakan *rule of mixture* suatu komposit dengan persamaan 1 [63].

$$M_{sat} = \frac{(M_h V_h + M_s V_s)}{(V_h + V_s)} \quad (1)$$

Dimana V_h and V_s masing-masing adalah fraksi volum fasa magnetik keras dan fasa magnetik lunak. Sedangkan M_h dan M_s masing-masing adalah nilai magnetisasi jenuh fasa

sebagai *exchange-spring magnets*. Efek *exchange coupled* pada *exchange spring magnets* memperlihatkan peningkatan nilai magnetisasi remanen dan produk energi maksimum. Namun sebelumnya Coehorn, dkk. pada tahun 1989 [65] telah mengamati lebih dahulu adanya peningkatan nilai magnetisasi remanen pada komposit sistem NdFeB/Fe₃B. Dalam hal ini, fasa magnetik lunak Fe₃B berperan sebagai matrik dan fasa magnetik keras NdFeB mengendap disepanjang batas butir fasa magnetik lunak. Peningkatan nilai

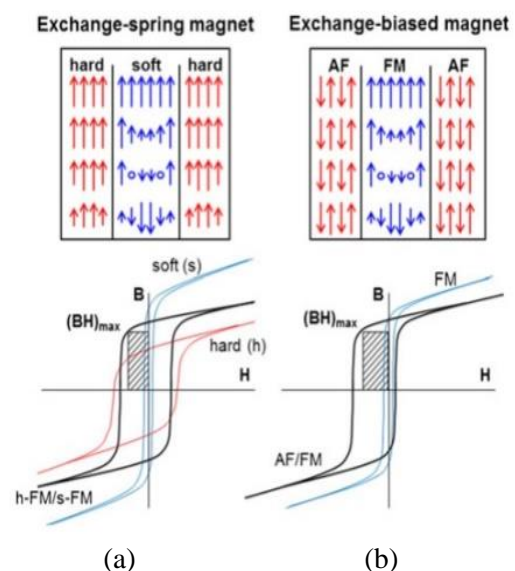
magnetisasi remanen magnet nanokomposit ini terjadi karena adanya efek *exchange coupling* antar kristalit kedua fasa tersebut. Fakta ini menjelaskan bahwa efek *exchange coupling* akan terjadi secara langsung pada dua fasa magnetik yang berdekatan dalam *exchange spring magnet*. Fasa magnetik keras lebih berkontribusi terhadap nilai koersivitas magnet karena medan anisotropinya yang relatif tinggi, fasa magnetik lunak berkontribusi menyumbangkan magnetisasi saturasi yang besar. Dari penggabungan kedua fasa magnetik berbeda tersebut, maka energi produk maksimum, $(BH)_{max}$ meningkat secara signifikan karena efek interaksi antar kristalit dibandingkan dengan magnet konvensional [66]-[68].

Pada tahun 1993, Skomski dan Coey [69] menunjukkan secara teoritik bahwa magnet dengan nilai $(BH)_{max}$ sebesar 1 MJ/m^3 bisa diperoleh dari magnet nanokomposit terdiri dari dua fasa magnetik dengan orientasi kristalit searah. Nilai teoritik ini adalah lebih dari dua kali nilai $(BH)_{max}$ tertinggi dari magnet NdFeB terbaik saat ini yaitu sebesar $431,4 \text{ kJ/m}^3$ [70]. Meskipun beberapa hasil penelitian terkini tentang magnet nanokomposit masih menghasilkan nilai $(BH)_{max}$ jauh lebih rendah dari nilai teoritik tersebut, namun pengembangan magnet nanokomposit melalui rekayasa struktur agar sesuai dengan model teoritik masih terus berjalan sampai struktur magnet nanokomposit sesuai dengan asumsi teoritik dicapai secara eksperimental.

Magnet yang masuk dalam kategori magnet nanokomposit haruslah memiliki ukuran kristalit fasa magnetik keras dan lunak dalam rentang nanometer agar efek *exchange coupling* pada permukaan kristalit antar kedua fasa magnetik memberikan kontribusi terhadap sifat magnetik magnet secara keseluruhan. Bila ukuran kristalit fasa magnetik magnet permanen relatif besar, maka nilai rasio antara luasan total terjadinya efek *exchange coupling* dan volume total magnet nanokomposit terlalu kecil sehingga kontribusi peningkatan sifat magnetik dari efek *exchange coupling* tidak signifikan. Hasil observasi beberapa peneliti terhadap mikrostruktur magnet nanokomposit memastikan bahwa ukuran rata-rata kristalit fasa magnetik dalam struktur komposit haruslah kurang dari 30 nm untuk memberikan efek *exchange spring coupling* secara optimal [71]. Selain itu, ukuran kristalit fasa magnetik lunak haruslah tidak melampaui dua kali nilai ukuran kristalit fasa magnetik keras. Fraksi volume fasa magnetik lunak juga tidak boleh

terlalu besar agar tidak melemahkan efek *exchange spring coupling*. Konstanta *magnetocrystalline anisotropy* yang besar pada fasa magnetik keras memegang peran kontrol terhadap rotasi koheren magnetisasi fasa magnetik lunak ketika diaplikasikan medan magnet eksternal balik. Meskipun fasa magnetik lunak memiliki nilai konstanta *magnetocrystalline anisotropy* yang relatif rendah, arah magnetisasi fasa magnetik lunak hanya berbalik arah bersamaan dengan magnetisasi fasa magnetik keras ketika medan magnet eksternal diaplikasikan pada arah yang berlawanan dengan arah awal.

Berdasarkan hasil riset dari berbagai negara, pengembangan magnet permanen komposit terbagi menjadi dua kategori yaitu; pengembangan berdasarkan struktur nano dan struktur magnetik. Karakteristik magnet yang baik akan didapat, dengan menerapkan kedua kategori tersebut dalam suatu penelitian. Pengembangan kategori pertama yaitu struktur nano adalah dengan cara memfasilitasi efek interaksi pertukaran (*exchange interaction*) yang digambarkan sebagai nilai energi yang diharapkan dari dua atau lebih elektron permukaan ketika fungsi gelombang keduanya saling tumpang tindih atau *overlap*. Magnet dengan sifat unggul yang diperoleh dari efek interaksi pertukaran ini disebut sebagai “*exchange-spring*” magnets atau “*exchange-bias*” magnets. Mekanisme efek interaksi pertukaran ini dapat dilihat pada Gambar 5.



Gambar 5. Ilustrasi (a) *exchange spring magnet*, dan (b) *exchange biased magnet* [47]

Gambar 5(a) tersebut memperlihatkan struktur magnetik pada fasa magnet keras yang memiliki loop histeresis dengan koersivitas

yang lebih besar (berwarna merah) tetapi nilai magnetisasi jenuh yang lebih rendah dibandingkan dengan loop histeresis fasa magnet lunak (warna biru muda). Struktur magnetik demikian menghasilkan loop histeresis *exchange spring magnet* (warna hitam) dengan nilai $(BH)_{\max}$ yang lebih tinggi dari kedua fasa magnetik tersebut. Sedangkan Gambar 5(b) adalah ilustrasi efek loop histeresis yang dihasilkan karena terjadi interaksi pertukaran antara fasa antiferomagnetik dan feromagnetik (*exchange-biased magnets*). Efek interaksi pertukaran yang dihasilkan dari kopling antara fasa feromagnetik dan antiferomagnetik memberikan efek terhadap nilai meningkatnya nilai konstanta anisotropi kristal sehingga dapat mengatasi efek superparamagnetic [72]-[73].

Exchange spring magnet terjadi pada fasa magnetik keras/lunak dimana interaksi pertukaran tersebut terjadi pada daerah antar muka. Disebut *exchange spring* karena bersifat *reversible*, dimana terjadi interaksi magnetik antara komponen magnet di bawah penghilangan medan magnet yang diterapkan. *Magnetic exchange coupling* dapat menghasilkan sistem komposit yang didapat dari fasa terbaik dari kedua fasa penyusun. Secara teoritis dapat ditunjukkan bahwa nilai $(BH)_{\max}$ dapat melampaui nilai $(BH)_{\max}$ magnet permanen konvensional [67]. Beberapa publikasi telah melaporkan hasil percobaan yang mengkonfirmasi nilai $(BH)_{\max}$ meningkat signifikan [73]-[74]. Namun demikian, sampai saat ini sifat magnetik teknis dari produk yang dihasilkan belum dapat menyamai nilai teoritis. Hal ini disebabkan beberapa faktor antara lain belum terpenuhinya secara eksperimental asumsi yang berlaku dalam kalkulasi teoritik tersebut [47].

Sifat kemagnetan seperti magnet nanokomposit juga dapat terjadi pada dua fasa magnet yang berbeda, yang disebut *exchange bias magnet* atau pertukaran anisotropi. Pada kondisi ini, terjadi *exchange coupled* antara fasa feromagnetik (FM) dan antiferomagnetik (AF) yang menghasilkan pelebaran kurva histeresis disepanjang sumbu medan magnet luar yang diaplikasikan pada proses magnetisasi dan demagnetisasi. Fenomena ini berasal dari interaksi pertukaran magnetisasi pada daerah antar muka FM/AF yang menghubungkan magnetisasi FM selama proses pembalikan atau demagnetisasi, sehingga terjadi peningkatan nilai H_c , M_r , dan $(BH)_{\max}$. Peneliti yang pertama kali mengusulkan *exchange bias magnet* untuk meningkatkan

$(BH)_{\max}$ dan mendapatkan magnet permanen superior adalah Meiklejohn dan Bean [75], yaitu pada material Co dan CoO. Namun sampai saat ini, penerapan *exchange bias magnet* baru dapat direalisasikan pada magnet dalam bentuk film tipis untuk aplikasi perancangan *magnetic recording media* dan *magnetoresistive devices* untuk teknologi informasi. *Interphase exchange coupling* yang ada pada sistem bias pertukaran AF/FM dapat dianalisis untuk mendapatkan respon magnet permanen potensial dengan cara yang serupa dengan sistem *exchange spring magnet* [76].

Beberapa peneliti telah melakukan kajian intensif terhadap mekanisme dasar *exchange coupled magnet* pada proses magnetisasi dan demagnetisasi baik itu pada sistem fasa tunggal berstruktur nano [77] maupun sistem magnet nanokomposit [78]. Beberapa laporan menunjukkan telah berhasil mendapatkan efek *exchange spring* yang sangat baik dalam bentuk peningkatan nilai magnetisasi remanen. Sementara yang lain menunjukkan peningkatan *coercivity* dengan penurunan nilai magnetisasi saturasi [79].

Chavi Pahwa, dkk. [80] telah menyelidiki *exchange coupled* dan *non-exchange coupled* senyawa nanokomposit $BaFe_{12}O_{19}/NiFe_2O_4$ (BHF/NIF) yang dipersiapkan dengan dua metoda berbeda yaitu *sol gel* dan *mechanical alloying*. Hasil karakteristik magnet dan kurva histeresis menunjukkan bahwa terjadinya *exchange coupled* antara fasa keras/lunak yang disiapkan dengan metoda *sol gel*, dimana terjadi peningkatan nilai M_s dan T_c . Hasil SEM juga memperlihatkan batas butir yang berbeda antara batas butir lunak NiF dan BHF. Selanjutnya Song, dkk. [81] membandingkan sifat kemagnetan magnet nanokomposit sistem $SrFe_{12}O_{19} /Ni_{0,7}Zn_{0,3}Fe_2O_4$ yang dipersiapkan melalui metode *sol gel* dan *mechanical milling*. Hasilnya menunjukkan metoda *sol gel* menghasilkan efek *exchange-coupled* yang lebih baik. Mereka melaporkan sulit untuk mendapatkan efek *exchange-coupling magnet* dengan metoda *mechanical milling*.

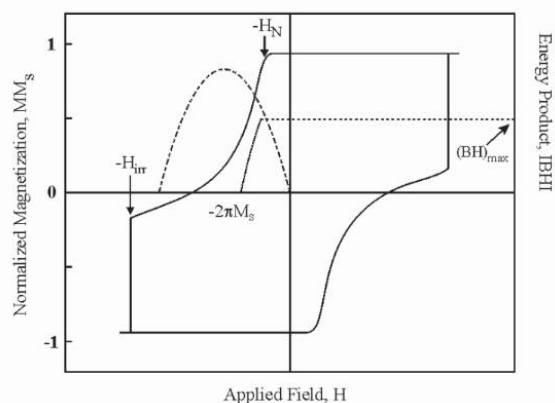
D. Primca dan D. Makoveca [82] membuat komposit *nanoplatelet* yang mengkombinasikan magnet keras BHF dan magnet lunak spinel oksida besi *maghemite* (γ - Fe_2O_3) dengan metoda sederhana. Metode ini didasarkan pada pengendapan lapisan tipis *maghemite* oksida besi dengan presipitasi bersama ion Fe_3+/Fe_2+ dalam suspensi berair koloid dari nanopartikel. Penumbuhan struktur spinel pada permukaan heksagonal ferit menampilkan struktur tipe *sandwich*. *Exchange*

spring coupled magnet antara kedua fasa tersebut menghasilkan peningkatan nilai $(BH)_{\max}$ lebih dari dua kali lipat. Selain itu, sifat magnetik yang dihasilkan sangat baik dan dengan nilai koersifitas besar, resistifitas tinggi, kestabilan kimia yang baik sehingga dapat diaplikasikan pada *high-density recording media* atau dalam bidang kedokteran, sebagai mediator untuk *hipertermia* magnetik. Radmanesh dan Seyyed Ebrahimi [83] mengamati pengaruh ukuran butir pada *exchange coupling* senyawa komposit $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{Ni}_{0,7}\text{Zn}_{0,3}\text{Fe}_2\text{O}_4$. Yang, dkk. [84] melaporkan sintesis magnet nanokomposit sistem $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{CaFe}_2\text{O}_4/\text{CoFe}_2\text{O}_4$ dengan hasil adanya peningkatan nilai $(BH)_{\max}$ dan magnetisasi remanen. Semua laporan dan hasil penelitian tersebut memastikan bahwa perilaku *exchange spring magnet* sangat bergantung pada mikrostruktur, termasuk ukuran butir, bentuk partikel, metoda sintesis, dan distribusi fasa magnetis keras dan lunak [83]-[84].

Namun, tidak semua hasil penelitian tentang penggabungan fasa magnet keras/lunak dapat menghasilkan peningkatan sifat kemagnetan. Disamping ukuran kristalit fasa magnet keras dan lunak, bentuk kristalit yang tidak seragam dan tidak merata menentukan sifat kemagnetan magnet nanokomposit. Adanya lapisan transisi (batas antar kristalit fasa) akan mengurangi efek kopling.

Nilai $(BH)_{\max}$ *exchange spring* magnet tergantung kepada geometri struktur dalam magnet dan menentukan kuadran kedua dari loop histeresisnya. Hal ini telah didemonstrasikan oleh beberapa peneliti yang melakukan investigasi baik secara teoritik [85], maupun melalui percobaan pada magnet terdiri dari material multi lapisan [86] sebagai material 2-dimensi serta menghitung secara numerik model struktur dengan fasa magnetik lunak berupa bola yang tertanam dalam fasa magnetik keras berbentuk kubus sebagai material 3-dimensi [87]. Gambar 6 memperlihatkan loop histeresis teoretikal dari *exchange-spring magnet* dimana terlihat pada kurva di kuadran kedua, magnetisasi fasa magnetik lunak dan fasa magnetik keras berbalik arah masing-masing pada medan nukleasi H_N dan H_{irr} . Kurva fungsi parabola menunjukkan nilai produk energi (BH). Sebagaimana terlihat pada kurva (BH) tersebut, nilai $(BH)_{\max}$ yang diperoleh ditentukan oleh medan nukleasi H_N . Bila nilai H_N lebih kecil dari nilai $2\pi M_S$ maka nilai $(BH)_{\max}$ magnet tidak optimal. Nilai $(BH)_{\max}$ menjadi optimal apabila H_N lebih besar dari nilai $2\pi M_S$.

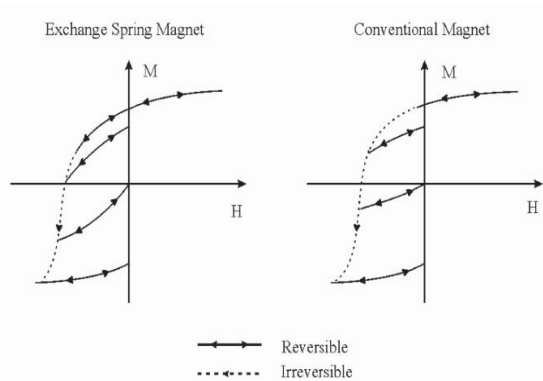
Perbandingan antara kurva histeresis *exchange spring magnet* dan magnet konvensional dapat dilihat pada Gambar 7. Kurva histeresis *exchange spring magnet* cenderung dapat kembali yaitu bila medan magnet eksternal dihilangkan, magnetisasi remanen akan kembali ke nilai yang mendekati aslinya.



Gambar 6. Proses magnetisasi saat *exchange spring magnet* [88]

Oleh sebab itu nama "*exchange spring magnet*" berasal dari kata "*reversibility of magnetization*" [88]. Hal ini berbeda dengan kurva histeresis magnet konvensional dimana pada umumnya kurva magnetisasinya tidak dapat balik atau *irreversible*.

Ukuran fasa magnet lunak dalam sistem *exchange spring magnet* haruslah dalam skala beberapa puluh nanometer agar arah magnetisasinya tidak segera berbalik mengikuti medan magnet luar balik karena efek interaksi pertukaran antar fasa berdekatan. Selain itu, fraksi volume fasa lunak perlu sebesar mungkin untuk mencapai magnetisasi jenuh yang tinggi. Struktur yang baik adalah dengan menempatkan fasa magnetik keras di dalam matriks fasa magnetik lunak. Dengan cara itu, matriks fasa magnetik lunak menempati fraksi volume terbesar dalam sistem struktur nanokomposit. Ukuran kristalit dan jarak antar kristalit fasa magnetik dalam struktur komposit haruslah dalam skala nanometer. Komposisi fraksi volum kedua fasa magnetik dalam struktur komposit harus diatur sedemikian sehingga memberikan nilai magnetisasi jenuh mendekati nilai magnetisasi jenuh fasa magnetik lunak.

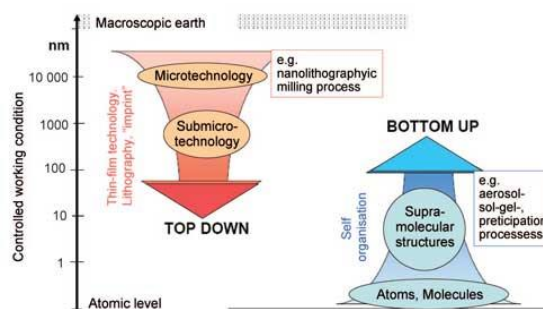


Gambar 7. Perbandingan kurva magnet *exchange spring* dan konvensional [88]

4. METODE PEMBUATAN MAGNET NANOKOMPOSIT

Proses pembuatan magnet nanokomposit dipilih berdasarkan jenis material yang akan dibuat seperti apakah kelas magnet keramik, magnet logam tanah jarang, dan magnet paduan [89]. Teknik yang sering digunakan dalam menyiapkan magnet keramik adalah; *sol gel/wet chemical* [80], *combustion method* [90], *ultrasonic dispersion*[91], *hydrothermal technique* [44], *ball milling/mechanical alloying* [92], *chemical method* [93], *co-precipitation* [94], *deoxidation technique* [95], dan *microwave sintering* [96]. Untuk pembuatan magnet kelas logam tanah jarang diperlukan teknik dengan kondisi yang *innert* seperti *high energy milling* dengan kondisi atmosfer yang terkontrol [97], *sputtering* [62], dan *electron beam* [98], *vacuum arc melting* [99] dan teknik *melt spinning* [100]. Setiap metode memiliki kelebihan dan kekurangan untuk dapat menghasilkan ukuran butir, distribusi ukuran butir serta morfologi yang semuanya menentukan karakteristik *exchange spring magnet*.

Untuk pembuatan material magnetik dengan struktur nano dapat digunakan metoda *bottom-up* dan/atau *top-down* [101]. Pada metode *bottom-up*, struktur nano dibuat melalui proses kimia atau pemaduan mekanik unsur kimia penyusun material. Sedangkan proses *top-down* dilakukan dengan cara penghancuran material secara mekanik dengan menggunakan proses penggilingan. Perbandingan kedua metoda tersebut dalam pembuatan material nano dapat dilihat pada Gambar 8.



Gambar 8. Metoda pembuatan material nano dengan metoda *top-down* dan *bottom-up* [102]

Metode *top-down* pada dasarnya melibatkan penghalusan ukuran serbuk material kristalin secara mekanik melalui penggunaan bola-bola yang terbuat dari baja atau *tungsten carbide* yang berada dalam suatu wadah berisikan serbuk material kristalin tersebut dan bola-bola. Perangkat ini dikenal sebagai perangkat *ball mill* [103]. Metode ini digunakan untuk menghasilkan serbuk halus material kristalin. Kelemahan dari metoda *top-down* adalah material kristalin yang ukuran serbuknya diperhalus dapat terkontaminasi. Ukuran serbuk terkecilnya juga terbatas tidak bisa mencapai ukuran nanometer. Namun, serbuk material kristalin yang dihasilkan dari metode *top-down* bisa dikonsolidasi ke dalam berbagai bentuk seperti segi empat, pelet, cincin, silinder, dll [104].

Metoda *bottom-up* adalah metoda yang menyiapkan magnet nanopartikel dengan cara membuat partikel nano dari material awal melalui proses fisika kimia. Metoda *bottom-up* terbagi dua, yaitu fasa cair dan fasa gas. Fasa cair meliputi proses; presipitasi, *sol gel*, dan hidrotermal. Sedangkan fasa gas adalah aerosol proses berupa *flame hydrolysis* dan *spray hydrolysis*.

5. RISET NANOKOMPOSIT KE DEPAN

Pencarian magnet permanen baru telah menjadi topik penelitian selama beberapa dekade. Akan tetapi sulit untuk mendapatkan pengganti magnet NdFeB di masa mendatang. Peningkatan karakteristik magnet, suhu *curie*, ketahanan korosi, anisotropi adalah tantangan yang masih mungkin dapat ditingkatkan. Metode eksperimental, teknik pembuatan, komputasional, dan analitis semuanya memainkan peran penting dalam pencarian material baru.

Pembuatan magnet berstruktur nano akan memberikan banyak keuntungan karena nilai produk energi berpotensi tinggi, peningkatan ketahanan korosi, berkurangnya kehilangan

arus eddy, struktur yang baik, dan biaya rendah. Lebih penting lagi, magnet nanokomposit memiliki aplikasi yang luas di banyak sektor seperti untuk perangkat elektronik, *microwave absorber*, kesehatan, obat-obatan, energi, dan lingkungan.

Pengembangan metoda penelitian terus dikembangkan untuk mendapatkan magnet nanokomposit anisotropik dan nanokomposit lapis tipis dengan penyesuaian fasa keras/lunak. Penelitian dapat lebih difokuskan pada kontrol struktur mikro dan karakterisasi hubungan antar struktur. Tekstur kristal fasa keras dan anisotropi magnetik tetap harus direalisasikan. Penghalang teknis ini akan dapat diatasi melalui pengembangan strategi dan teknologi baru untuk merancang keselarasan butir pada skala nano. Meskipun Pendekatan *bottom-up* yang baru dikembangkan masih pada tahap awal, perkembangan lebih lanjut termasuk pembuatan *nanoflakes* fasa keras anisotropik dan nanopartikel fasa lunak, serta penggabungan yang tepat dari dua fasa ke dalam serbuk komposit, telah menunjukkan harapan dan kelayakan persiapan magnet permanen anisotropik berstruktur nano di masa depan.

6. KESIMPULAN

Magnet nanokomposit adalah magnet yang memiliki sifat kemagnetan yang lebih unggul dibandingkan dengan magnet permanen konvensional berfasa magnetik tunggal. Sifat unggul tersebut antara lain nilai magnetisasi remanen dan $(BH)_{max}$ yang lebih tinggi. Peningkatan kedua karakter magnet tersebut berasal dari efek *exchange spring magnet* antara fasa magnetik keras dan lunak. Efek *exchange coupling* terjadi secara langsung pada permukaan kedua fasa magnetik yang berdekatan meskipun kedua fasa magnetik tersebut hadir dalam formasi dengan orientasi kristal yang random. Fasa magnetik keras berperan mempertahankan magnet komposit tetap memiliki nilai *coercivity* yang relatif tinggi. Sedangkan fasa magnetik lunak berkontribusi terhadap nilai magnetisasi saturasi yang besar dari magnet nanokomposit. Struktur mikroskopis yang ideal dari magnet nanokomposit berkinerja tinggi adalah ukuran kristalit magnetik keras dan lunak harus relatif seragam. Ukuran kristalit magnetik keras dan lunak masing-masing berada pada kisaran 5-10 nm dan 10-20 nm yang harus terdistribusi secara merata antara satu sama lain sehingga terjadi *exchange spring coupling* secara

optimal. Struktur komposit dengan suatu orientasi dapat memberikan efek anisotropi sehingga lebih besar lagi peningkatan sifat magnetiknya bisa diperoleh.

Kini, penelitian tentang magnet nanokomposit masih terus dilakukan para peneliti, baik itu magnet nanokomposit dari jenis magnet ferit, logam tanah jarang, maupun paduan logam dengan teknik dan metoda yang beragam. Struktur komposit baik itu orientasi kristalit fasa magnetik, bentuk kristalitnya, ukuran dan distribusi ukuran kristalit fasa magnetik serta komposisi fasa magnetik dalam struktur nanokomposit menentukan sifat kemagnetan magnet nanokomposit. Para peneliti teoritik pun telah mengusulkan suatu magnet nanokomposit dengan struktur ideal antara fasa magnetik keras dan fasa magnetik lunak, bila saja struktur tersebut dapat direalisasikan secara eksperimental, magnet permanen dengan nilai $(BH)_{max}$ sebesar 1 MJ.m^{-3} harus dapat dicapai. Kini, magnet nanokomposit terbaik baru menghasilkan nilai $(BH)_{max}$ sebesar 448 kJ.m^{-3} yaitu kurang dari separuh nilai teoritik. Dengan demikian, kesempatan dan peluang melakukan pengembangan riset secara eksperimental dalam bidang magnet nanokomposit masih terbuka sangat luas dan penuh tantangan karena nilai destinasi $(BH)_{max}$ sebesar 1 MJ.m^{-3} masih harus akan dicapai melalui perjalanan riset yang panjang.

UCAPAN TERIMAKASIH

Penulis mengucapkan terima kasih kepada Ristekdikti melalui program Insinas Riset Pratama Individu 2018 atas pendanaan studi literatur dan kegiatan penelitian.

DAFTAR PUSTAKA

- [1] J.D. Livingston, "The history of permanent-magnet materials," *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society.*, vol. 42, issue 2, pp. 30-34, 1990.
- [2] Magnetic Magnets. A Brief History. [Online]. Available: <http://www.magneticmagnets.co.nz/technical/A-Brief-History.html>, 2017. [Accessed: 04, Jan, 2018].
- [3] APS News, "Oersted and electromagnetism," *American Physical Society*, vol.17, no.7. [Online]. Available: <https://www.aps.org/publicatio>

- ns/apsnews/200807/physicshistory.cfm. [Accessed: 04, Jan, 2018].
- [4] First4magnets, "a history of electrocity and magnetism," *Magnet Expert Ltd.* 2018. [Online] Available: <https://www.first4magnets.com/techcentre-i61/information-and-articles-i70/a-history-of-electricity-and-magnetism-i80>. [Accessed: 04, Jan, 2018].
- [5] B. D. Cullity, dan C. D. Graham, "Introduction to magnetic materials, chapter 11," *John Wiley & Sons*, pp. 87-114, 2011.
- [6] L. Pauling, "A theory of ferromagnetism," *Physic*, vol. 39, pp. 551-559, 1953.
- [7] J. Ding, H. Yang, W. F. Miao, P. G. McCormick, dan R. Street, "High coercivity Ba hexaferrite prepared by mechanical alloying," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 221, issues 1-2, pp. 70-73, 1995.
- [8] Magnetstek, "SmCo rare earth magnets," [Online] Available: http://www.magnetstek.com/smco_rare_earth_magnets.html, 2009. [Accessed: 04, Jan, 2018].
- [9] J. J. Croat, J. F. Herbst, R. W. Lee, dan F. E. Pinkerton, "Pr-Fe and Nd-Fe-based materials: A new class of high-performance permanent magnets (invited)," *J. Appl. Phys.*, vol. 55, pp. 2078-2082, 1984.
- [10] Sagawa, M. Fujijamura, S. Tagawa, M. Yamamoto, dan Y. Matsuura, "New material for permanent magnets on a base of Nd and Fe (invited)," *J. Appl. Phys.*, vol. 55, pp. 2083-2087, 1984.
- [11] Chamberod, dan F. Vanoni, "NdFeB magnets by melt spinning," I. V. Mitchell et al. (eds.), *Concerted European Action on Magnets (CEAM) © ECSC, EEC, EAEC, Brussels and Luxembourg*, pp. 436-448, 1989.
- [12] A. Z. Liu, I. Z. Rahman, M. A. Rahman, dan E. R. Petty, "Fabrication and measurements on polymer bonded NdFeB magnets," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 56, issues 1-4, pp. 571-580, 1996.
- [13] S. Lieserta, A. Kirchnera, W. Grunbergera. A. Handsteina, P. De Rangob, D. Fruchartb, L. Schultza, dan K. H. Müllera, "Preparation of anisotropic NdFeB magnets with different Nd contents by hot deformation (die-upsetting) using hot-pressed HDDR powders," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 266, issues 1-2, pp. 260-265, 1998.
- [14] Z. Rui, W. Hui Jie, L. Jia Jie, Z. Wen Chen, L. Bin, Z. Ming Gang, dan P. Wei, "Simulation of hot deformation process for die-upset Nd-Fe-B magnets," *Journal of Functional Materials*, vol. 3, pp. 273-280, 2011.
- [15] R. W. Lee, E. G. Brewer, dan N. A. Schafel, "Processing of neodymium-iron-boron melt spun ribbons to fully dense magnets," *IEEE Trans. Magn.*, vol. MAG-21, pp. 1958, 1985.
- [16] S. Rivoirard, P. de Rango, D. Fruchart, Y. Chastel, dan C. L. Martin. "Rheological study of hot-forged NdFeB and related permanent magnet properties," *Materials Science and Engineering A311*, pp. 121-127, 2001.
- [17] M. Sagawa, S. Hirosawa, H. Yamamoto, S. Fujimura dan Y. Matsuura, "Nd-Fe-B permanent magnet materials," *Japanese Journal of Applied Physics*, vol. 26, no. 6, pp. 785-800, 1987.
- [18] W. Moa, L. Zhang, Q. Zhen Liu, A. Shan, J. Wua, dan M. Komuro," Dependence of the crystal structure of the Nd-rich phase on oxygen content in an Nd-Fe-B sintered magnet," *Scripta Materialia*, vol. 59, issue 2, pp. 179-182, 2008.
- [19] A. Rezaei, G. Nabiyouni, dan D. Ghanbari, "Photo-catalyst and magnetic investigation of BaFe₁₂O₁₉-ZnO nanoparticles and nanocomposites," *J Mater Sci: Mater Electron*, vol. 27, pp. 11339-11352, 2016.
- [20] S. N. Ezzati Mirhashemi, M. Rabbani, S. M. H. Ezzati Mirhashemi, R. Rahimi, E. Asadi, dan S. Azodi-Deilami, "Conducting, magnetic polyaniline/Ba_{0.25}Sr_{0.75}Fe₁₁(Ni_{0.5}Mn_{0.5})O₁₉ nanocomposite: fabrication, characterization and application," *Journal of Alloys and*

- Compounds*, vol. 646, pp. 1157-1164, 2015.
- [21] T. Saito, S. Nozaki, dan D. N. Hamane, "Improvement of coercivity in Nd-Fe-B nanocomposite magnets," *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 445, pp. 49-52, 2018.
- [22] S. Behrens, dan I. Appel, "Magnetic nanocomposites," *Current Opinion in Biotechnology*, vol. 39, pp. 89-96, 2016.
- [23] S. Behren, "Mini review: preparation of functional magnetic nano composites and hybrid materials: recent progress and future directions," *Nanoscale*, issue 3, pp. 877-892, 2011.
- [24] Y. Lin, H. Yang, dan Z. Zhu, "Impedance spectroscopy analysis of 0.7BiFeO₃-0.3BaTiO₃/BiY₂Fe₅O₁₂ composites with simultaneously improved magnetization and remnant polarization," *Mater Chem and Phys.*, vol.136, issues 2-3, pp. 286-291, 2012.
- [25] H. Yang, T. Ye, Y. Lin, M. Liu, G. Zhang, dan P. Kang, "Giant enhancement of (BH)_{max} in BaFe₁₂O₁₉/Y₃Fe₅O₁₂ nanocomposite powders," *Mater. Lett.*, vol. 145, pp. 19-22, 2015.
- [26] A. Manaf, R. A. Buckley, dan H. A. Davies, "New nanocrystalline high remanence Fe-Nd-B alloys by rapid solidification," *J. Magn. Magn. Mate.*, vol. 128, pp. 302-306, 1993.
- [27] D. D. Majumder, dan S. Karan, "Magnetic properties of ceramic nanocomposites, ceramic nanocomposites," *Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering*, pp. 51-91, 2013.
- [28] D. M. Bruls, dan T. H. Evers, "Rapid integrated biosensor for multiplexed immunoassays based on actuated magnetic nanoparticles," *Lab on Chip*, vol. 9, pp. 3504, 2009.
- [29] R. Chen, M. G. Christianse, dan P. Anikeeva, "Maximizing hysteretic losses in magnetic ferrite nanoparticles via model-driven synthesis and materials optimization," *ACS Nano* 7, vol. 10, pp. 8990, 2013.
- [30] F. Choueikani, dan F. Royer, "Magneto-optical waveguides made of cobalt ferrite nanoparticles," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 94, pp. 051113-051119, 2009.
- [31] S. Varshney, A. Ohlan, dan V. K. Jain, "Synthesis of ferro fluid based nano architected polypyrrole composites and its application for electromagnetic shielding," *Mate. Chem. Phys.*, vol. 143, issue 2, pp. 806-813, 2014.
- [32] R. C. Pullar, "Hexagonal ferrites: A review of the synthesis, properties and applications of hexaferrite ceramics," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 57, pp. 1191, 2012.
- [33] H. Nikmanesh, dan M. Moradi, "Effect of multi dopant barium hexaferrite nanoparticles on the structural, magnetic, and X-Ku bands microwave absorption properties," *J. Alloys Compd.*, vol. 708, pp. 99, 2017.
- [34] E.F. Kneller, dan R. Hawig, "The exchange-spring magnet: A new material principle for permanent magnets," *IEEE Trans. Magn*, vol.27, pp. 3588-3601, 1991.
- [35] S. Pan, "Rare earth permanent magnet alloys high temperature phase transformation," Springer Heidelberg Dordrecht London New York, ISBN 978-3-642-36388-7 (eBook), *Metallurgical Industry Press*, pp. 27-93, 2013.
- [36] I. Sobhani, A. Athaie, M. Ijafi, dan Z. Sadighi, "Synthesis of nickel/Ba-hexaferrite magnetic nano-composite via mechanical alloying route," *Advanced Materials Research*, vol. 829, pp. 520-524, 2014.
- [37] H. Yang, T. Ye, Y. Lin, dan M. Liu, "Preparation and microwave absorption property of graphene/BaFe₁₂O₁₉/CoFe₂O₄ nanocomposite," *Applied Surface Science*, vol. 357, pp. 1289-1293, 2015.
- [38] Susilawati, A. Doyan, dan Khalilurrahman, "Synthesis and characterization of barium hexaferrite with manganese (Mn) doping material as anti-radar," *AIP Conference Proceedings* 1801, 2017, pp. 040007-0400012.
- [39] H. Tian, Y. Zhang, J. Han, Z. Xu, X. Zhang, S. Liu, C. Wang, Y. Yang, L. Han, dan J. Yang, "Synergetic crystallization in a Nd₂Fe₁₄B/ α -Fe nanocomposite under electron beam

- exposure conditions,” *Nanoscale*, vol. 8, issue 42, pp. 18221-18227, 2016.
- [40] Y. P. Jin, M. Hu, dan J. Gao, “Preparation and crystallization of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ permanent magnetic nanomaterial by mechanical milling,” *Advanced Materials Research*, vol. 486, pp. 70-74, 2012.
- [41] G. Sreenivasulu, R. Gopalan, V. Chandrasekaran, dan B. S. Murty, “Spark plasma sintered $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}\text{-FeCo}$ nanocomposite permanent magnets synthesized by high energy ball milling,” *IOP Publishing, Nanotechnology*, vol. 19, no. 33, 2008, pp. 1-7.
- [42] Y. Wang, Y. Huang, dan Q. Wang, “Preparation and magnetic properties of $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{Ni}_{0.8}\text{Zn}_{0.2}\text{Fe}_2\text{O}_4$ nanocomposite ferrite,” *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 324, pp. 3024-3028, 2012.
- [43] H. Nikmanesh, M. Moradi, dan P. Kameli, “Effects of annealing temperature on exchange spring behavior of barium hexaferrite/nickel zinc ferrite nanocomposites,” *J. Elec. Mater.*, vol. 46, issue 10, pp. 5933-5941, 2017.
- [44] F. Yakuphanoglu, A. Ghamdi, dan F. Tantawy, “Electromagnetic interference shielding properties of nanocomposites for commercial electronic devices,” *Microsyst Technol*, vol. 21, pp. 2397-2405, 2015.
- [45] M. H. Nazari, “Effects of processing conditions on the characteristics of nanocrystalline barium hexaferrite prepared by mechanical alloying method,” *International Journal of Modern Physics B*, vol. 22, no. 18 & 19, pp. 3127-3132, 2008.
- [46] G. C. Hadjipanayis, “Nanophase hard magnets,” *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 200, pp. 373-91, 1999.
- [47] L. H. Lewis, J. Felix, dan Villacorta, “Perspectives on permanent magnetic materials for energy conversion and power generation,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 44, pp. 2-20, 2012.
- [48] V. Skumryev, S. Stoyanov, Y. Zhang, dan G. Hadjipanayis, “Beating the superparamagnetic limit with exchange bias,” *Nature*, vol. 423, pp. 850-853, 2003.
- [49] T. X. Nguyen, dan O. K. Vuong, “Preparation and magnetic properties of MnBi/Co nanocomposite magnets,” *J. Elec. Mater.*, vol. 46, issue 6, pp. 3359-3366, 2017.
- [50] X. Rui, Z. Sun, L. Yue, Y. Xu, D. J. Sellmyer, Z. Liu, dan D. J. Miller, “High energy product exchange-spring FePt/Fe cluster nanocomposite permanent magnets,” *J. Magn. Magn. Mater, and J.E. Shield: J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 305, pp. 76- 82, 2006.
- [51] H. Feng, D. Bai, L. Tan, N. Chen, dan Y. Wang, “Preparation and microwave-absorbing property of $\text{EP/BaFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{PANI}$ composites,” *J. Magn. Magn. Mater*, vol. 433, pp. 1-7, 2012.
- [52] H. Yang, T. Ye, dan Y. Lin, “Microwave absorbing properties of the ferrite composites based on graphene,” *J. Alloys Compd.*, vol. 683, pp. 567-574, 2016.
- [53] H. Yang, M. Liu, Y. Lin dan Y. Yang, “Simultaneous enhancements of remanence and $(\text{BH})_{\text{max}}$ in $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{CoFe}_2\text{O}_4$ nanocomposite powders,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 631, pp. 335-339, 2015.
- [54] H. Yang, T. Ye, Y. Lin, dan M. Liu, “Exchange coupling behavior and microwave absorbing property of the hard/soft ($\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$) ferrites based on polyaniline,” *Synthetic Metals* vol. 210, pp. 245-250, 2015.
- [55] Magnetic materials producer association, “Standard specifications for permanent magnet materials,” *mmpa standard No. 0100-00*, pp. 1-28, 2017.
- [56] F. Choueikani, dan F. Royer, “Magneto-optical waveguides made of cobalt ferrite nanoparticles,” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 94, pp. 051113, 2009.
- [57] S. Varshney, A. Ohlan, dan V. K. Jain, “Synthesis of ferrofluid based nanoarchitected polypyrrole composites and its application for electromagnetic shielding,” *Mate. Chem. Phys*, vol. 143, issue 2, pp. 806-813, 2014.
- [58] R. C. Pullar, “Hexagonal ferrites: A review of the synthesis, properties and applications of hexaferrite ceramics,”

- Prog. Mater. Sci.*, vol. 57, pp. 1191, 2012.
- [59] H. Nikmanesh, dan M. Moradi, "Effect of multi dopant barium hexaferrite nanoparticles on the structural, magnetic, and X-Ku bands microwave absorption properties," *J. Alloys Compd.*, vol. 708, pp. 99, 2017.
- [60] V. Pop, "The influence of milling and annealing on the structural and magnetic behavior of Nd₂Fe₁₄B/ α -Fe magnetic nanocomposite," *J Alloys Compd.*, vol. 581, pp. 821-827, 2013.
- [61] Y. Su, "Effects of magnetic field heat treatment on Sm-Co/ α -Fe nanocomposite permanent magnetic materials prepared by high energy ball milling," *J Alloys Compd.*, vol. 647, pp. 375-379, 2015.
- [62] P. Chowdhury, "Structural and magnetic properties of SmCo₅/Co exchange coupled nanocomposite thin films," *J. Magn Magn. Mater.*, vol. 342, pp. 74-79, 2013.
- [63] E. E. Fullerton, J. S. Jiang, dan S. D. Bader, "Hard/soft magnetic heterostructures: model exchange-spring magnets," *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 200, issue 1-3, pp. 392-404, 1999.
- [64] E. F. Kneller, dan Reinkeras Hawig, "The exchange-spring magnet: a new material principle for permanent magnets," *IEEE Trans Magn.*, vol. 27, no. 4, pp. 3588-3600, 1991.
- [65] R. Coehoorn, D. B. de Mooij dan C. de Waard, "Meltspun permanent magnet materials containing Fe₃B as the main phase," *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 80, issue 1, pp. 101-104, 1989.
- [66] F. Choueikani, dan F. Royer, "Magneto-optical waveguides made of cobalt ferrite nanoparticles," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 94, pp. 051113, 2009.
- [67] S. Varshney, A. Ohlan, dan V. K. Jain, "Synthesis of ferrofluid based nanoarchitected polypyrrole composites and its application for electromagnetic shielding," *Mate. Chem. Phys.*, vol. 143, issue 2, pp. 806-813, 2014.
- [68] R. C. Pullar, "Hexagonal ferrites: A review of the synthesis, properties and applications of hexaferrite ceramics," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 57, pp. 1191, 2012.
- [69] R. Skomski dan J. M. D. Coey, "Giant energy product in nanostructured two-phase magnets," *Phys.Rev. B*, vol. 48, pp. 15812-16, 1993.
- [70] Young magnet, "Neodymium magnets," Shanghai Young Magnet Co., Ltd. [Online] Available: <http://www.ndfebmagnet.net/ndfeb-magnets/sintered-ndfeb-magnets/neodymium-magnets.html>, 2017. [Accessed: 05, Jan, 2018].
- [71] Y. Wang, Y. Huang, dan Q. Wang, "Preparation and magnetic properties of BaFe₁₂O₁₉/Ni_{0.8}Zn_{0.2}Fe₂O₄ nanocomposite ferrite," *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 324, pp. 3024-3028, 2012.
- [72] V. Skumryev, S. Stoyanov, Y. Zhang, dan G. Hadjipanayis, "Beating the superparamagnetic limit with exchange bias," *Nature*, vol. 423, pp. 850-853, 2003.
- [73] T. X. Nguyen, dan O. K. Vuong, "Preparation and magnetic properties of MnBi/Co nanocomposite magnets," *J. Elec. Mater.*, vol. 46, issue 6, pp. 3359-3366, 2017.
- [74] X. Rui, Z. Sun, L. Yue, Y. Xu, D. J. Sellmyer, Z. Liu, dan D. J. Miller, "High energy product exchange-spring FePt/Fe cluster nanocomposite permanent magnets," *J. Magn. Magn. Mater.*, and J.E. Shield: *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 305, pp. 76-82, 2006.
- [75] W. H. Meiklejohn, dan C. P. Bean, "New magnetic anisotropy," *Phys. Rev.*, vol. 105, pp. 1413-1414, 1957.
- [76] J. S. Jiang, dan A. Inomata, "Magnetic stability in exchange-spring and exchange-bias systems after multiple switching cycles," *J. Appl. Phys.*, vol. 89, pp. 6817-6819, 2001.
- [77] A. Manaf, M. Leonowicz, H. A. Davies dan R. A. Buckley, "Nanocrystalline Fe-Nd-B type permanent magnet materials with enhanced remanence," *Materials Letters*, vol. 13, pp. 194-198, 1992.
- [78] A. Manaf, R. A. Buckley dan H. A. Davies, "New nanocrystalline high remanence Fe-Nd-B Alloys by rapid

- solidification,” *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 128, pp. 307-312, 1993.
- [79] A. Quesada, F. Rubio-Marcos, J. F. Marco, F. J. Mompean, M. García-Hernández, dan J. F. Fernández, “On the origin of remanence enhancement in exchange-uncoupled CoFe_2O_4 -based composites,” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 105, pp. 2024051-2024055, 2014.
- [80] C. Pahwa, S. K. Mahadevan, dan S. B. Narang, “Structural, magnetic and microwave properties of exchange coupled and nonexchange coupled $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{NiFe}_2\text{O}_4$ nanocomposites,” *J. Alloys Compd.*, vol. 725, pp. 1175-1181, 2017.
- [81] F. Song, X. Shen, dan M. Liu, “Microstructure, magnetic properties and exchange-coupling interactions for one-dimensional soft/hard ferrite nanofibers,” *J. Solid State Chem.*, vol. 185, pp. 31-36, 2012.
- [82] D. Primca, dan D. Makoveca, “Composite nanoplatelets combining soft-magnetic iron oxide with hard-magnetic barium hexaferrite,” *Nanoscale*, vol. 7, pp. 2688-2697, 2015.
- [83] S. M. Radmanes dan S. A. Seyyed Ebrahimi, “Examination the grain size dependence of exchange coupling in oxide-based $\text{SrFe}_{12}\text{O}_9/\text{Ni}_{0.7}\text{Zn}_{0.3}\text{Fe}_2\text{O}_4$ nanocomposites,” *J. Supercond. Nov. Magn.*, vol. 26, pp. 2411, 2013.
- [84] H. Yang, T. Y. Ying, L. Miao, dan L. P. Kang, “Enhancements of $(\text{BH})_{\text{max}}$ and remanence in $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{CaFe}_2\text{O}_4/\text{CoFe}_2\text{O}_4$ nanocomposite powders by exchange-coupling mechanism,” *Mater. Chem. Phys.*, vol. 171, pp. 27-32, 2016.
- [85] G. J. Long, dan F. Grandjean, “Supermagnets, Hard Magnetic Materials,” *Springer*, vol. 331, pp. 1-844, 1991.
- [86] E. E. Fullerton, J. S. Jiang, dan M. Grimsditch, “Exchange-spring behavior in epitaxial hard/soft magnetic bilayers,” *Phys. Rev. B*, vol. 58, pp. 193-200, 1998.
- [87] R. Fischer, T. Leineweber, dan H. Kronmüller, “Fundamental magnetization processes in nanoscaled composite permanent magnets,” *Phys. Rev. B*, vol. 57, pp. 723-732, 1998.
- [88] J. S. Jiang dan S. D. Bader, “Rational design of the exchange-spring permanent magnet,” *J. Phys.: Condens. Matter.*, vol. 26, pp.1-9, 2014.
- [89] P. Gubin, *Magnetic Nanoparticles, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim*, pp.1-23, 2009.
- [90] A. Shanmugavani, R. Kalai, dan S. S. Layek, “Influence of pH and fuels on the combustion synthesis, structural, morphological, electrical and magnetic properties of CoFe_2O_4 nanoparticles,” *Materials Research Bulletin*, vol. 71, pp. 122-132, 2015.
- [91] H. Y. Zhou, dan W. Yu, “Preparation and enhanced thermoelectric properties of p-Type $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{CeFe}_3\text{CoSb}_{12}$ magnetic nanocomposite materials,” *J. Elec. Mate.*, vol. 43, issue. 6, pp. 1498-1504, 2014.
- [92] H. Yang, T. Ye, Y. Lin, M. Liu, P. Kang dan G. Zhang, “Enhancements of $(\text{BH})_{\text{max}}$ and remanence in $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{CaFe}_2\text{O}_4/\text{CoFe}_2\text{O}_4$ nanocomposite powders by exchange-coupling mechanism,” *Mater. Chem. Phys.*, vol. 171, pp.27-32, 2016.
- [93] A. Rezaei, J. Saffari, G. Nabiyouni, dan D. Ghanbari, “Magnetic and photocatalyst $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}\text{-ZnO}$: Hydrothermal preparation of barium ferrite nanoparticles and hexagonal zinc oxide nanostructures,” *J Mater Sci: Mater. Electron*, vol. 28, issue 9, pp. 6607-6618, 2017.
- [94] N. Shiri, A. Amirabadizadeh, dan A. Ghasemi, “Influence of carbon nanotubes on structural, magnetic and electromagnetic characteristics of Mn-Mg-Ti-Zr substituted barium hexaferrite nanoparticles,” *J. Alloys Compd.*, vol. 690, pp. 759-764, 2016.
- [95] H. Yang, “Preparations and microwave absorption property of graphene/ $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}/\text{CoFe}_2\text{O}_4$ nanocomposite,” *Applied Surface Scien.*, vol. 357, pp. 1289-1293, 2015.
- [96] A. Grabias, dan M. Kopcewicz, “Influence of cobalt content on the structure and keras magnetic properties

- of nanocomposite (Fe,Co)-Pt-B alloys,” *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 434, pp. 126-134, 2017.
- [97] Y. Su, H. Su, dan Y. Zhu, ”Effects of magnetic field heat treatment on Sm–Co/ α -Fe nanocomposite permanent magnetic materials prepared by high energy ball milling,” *J Alloys Compd.*, vol. 647, pp. 375-379, 2015.
- [98] H. Tian, dan Y. Zhang, “Synergetic crystallization in a Nd₂Fe₁₄B/ α -Fe nanocomposite under electron beam exposure conditions,” *Nanoscale*, vol. 8, issue 42, pp. 18221-18227, 2016.
- [99] T. X. Nguyen, dan O. K. Vuong, “Preparation and magnetic properties of MnBi/Co nanocomposite magnets,” *J. Elec. Mater.*, vol. 46, issue 6, pp. 3359-3366, 2017.
- [100] Q. Ma, “Phase composition and magnetic properties in nanocrystalline permanent magnets based on misch metal,” *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 438, pp. 181-184, 2017.
- [101] J. Chen, dan H. Javaheri, “Synthesis, characterization and applications of nanoparticles,” *Fabrication and Self-Assembly of Nanobiomaterials*, vol. 1, pp. 1-27, 2016.
- [102] C. Raab, M. Simkó, U. Fiedeler, M. Nentwich, dan A. Gzásó., “Production of nanoparticles and nanomaterials,” *ITA Nanotrust Dossiers*, vol. 6, pp. 1-4, 2011.
- [103] Azo Materials, “Using the high energy ball mill emax to test a new ppproach to mechanical alloying,” *RETSCH GmbH*. [Online] Available: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=14342>, 2017. [Accessed: 10, Jan, 2018].
- [104] J. A. Blackman, “Metallic nanoparticles,” *Handbook of Metal Physics*, vol. 5, pp. 1-385, 2008.



PENGARUH PERLAKUAN PANAS BAJA TAHAN KARAT MARTENSITIK AISI 410 TERHADAP STRUKTURMIKRO DAN KETAHANAN KOROSI

Rizky Dwisaputro¹, Mochamad Syaiful Anwar², Rusnaldy¹, Efendi Mabru^{2,*}

¹Jurusan Teknik Mesin, Fakultas Teknik, Universitas Diponegoro
Jl. Prof. Sudharto, SH, Semarang, Jawa Tengah 50275 Indonesia

²Pusat Penelitian Metalurgi dan Material-LIPI

Gedung 470 Kawasan Puspiptek, Serpong, Tangerang Selatan, Indonesia 15310

*Email: effe004@lipi.go.id

Masuk Tanggal : 02-08-2017, revisi tanggal : 12-03-2018, diterima untuk diterbitkan tanggal 28-06-2018

Intisari

Baja tahan karat martensitik telah digunakan pada material *turbine blade* pada turbin uap. Penelitian ini bertujuan untuk mengetahui pengaruh perlakuan panas (austenisasi dan *tempering*) terhadap strukturmikro dan laju korosi baja tahan karat martensitik AISI 410. Pengujian yang dilakukan adalah pengamatan strukturmikro menggunakan mikroskop optik dan uji korosi di dalam larutan 3,5% NaCl dengan alat Gamry G750. Strukturmikro baja AISI 410 setelah proses aniling adalah ferit dan karbida logam. Strukturmikro martensit dan austenit sisa dapat terbentuk bilamana baja AISI 410 telah mengalami proses *tempering* pada suhu 600 °C dengan suhu austenisasi yang berbeda. Sedangkan strukturmikro berupa temper martensit dengan austenit sisa dan karbida logam ditemukan pada baja AISI 410 setelah mengalami proses austenisasi pada suhu 1050 °C dengan suhu *tempering* yang berbeda. Laju korosi baja AISI 410 semakin rendah seiring peningkatan suhu austenisasi. Sedangkan laju korosi sangat tinggi ditemukan pada baja AISI 410 pada suhu *temper* 550 °C dan austenisasi 1050 °C.

Kata Kunci: Baja martensitik AISI 410, fasa martensit, austenit sisa

Abstract

Martensitic stainless steels are used in turbine blade materials in steam turbines of power plants. This study aims to determine the effect of heat treatment (austenitized and tempering) on microstructure and corrosion rate of AISI 410 martensitic stainless steel. The observation of microstructure was conducted using optical microscope and the corrosion test was performed in 3.5% NaCl solution which was carried out with Gamry G750 tool. The microstructure of AISI 410 steels after annealing process was composed of ferrite and metal carbide. The microstructure of martensite and retained austenite was obtained after the steel AISI 410 underwent a process of tempering at 600 °C with different austenitizing temperature. Meanwhile, the microstructure of temper martensite with retained austenite and metal carbide was found in AISI 410 steels after austenitized at 1050 °C with different tempering temperature. The corrosion rate of AISI 410 steels decreased with increasing austenitizing temperature. Meanwhile, very high corrosion current was found in AISI 410 steel at tempering of 550 °C and austenitized of 1050 °C.

Keywords: AISI 410 martensitic steels, martensite phase, retained austenite

1. PENDAHULUAN

Baja tahan karat martensitik (AISI 403/410/420) sudah digunakan secara luas pada material *turbine blade* pada turbin uap. Akan tetapi, kegagalan pada sudu sering ditemukan karena interaksi mekanik dan lingkungan pada saat sistem turbin bekerja, terutama pada bagian sudu bertekanan rendah dimana kondensat awal terbentuk [1].

Beberapa usaha untuk meningkatkan sifat

mekanik dan ketahanan korosi pada baja tahan karat martensitik AISI 410 adalah modifikasi komposisi kimia dan melakukan proses perlakuan panas (*heat treatment*) [2]-[4]. Z. Jiang, dkk. [5] menemukan adanya hubungan antara strukturmikro dan ketahanan korosi baja tahan karat martensitik. Peningkatan suhu austenisasi strukturmikro yang dihasilkan berupa karbida logam yang kaya akan krom dan lebih halus akan menghasilkan lapisan

pasif Cr_2O_3 yang tebal. Tujuan dari penelitian ini adalah untuk mengetahui pengaruh proses perlakuan panas terhadap strukturmikro dan laju korosi baja tahan karat AISI 410.

Tabel 1. Komposisi kimia baja tahan karat AISI 410 (%berat)

UNSUR	% Berat
C	0,03
S	0,0012
P	0,0162
Mn	0,34
Si	0,68
Cr	12,8
Mo	0,002
Ni	0,155
Fe	Bal.

2. PROSEDUR PERCOBAAN

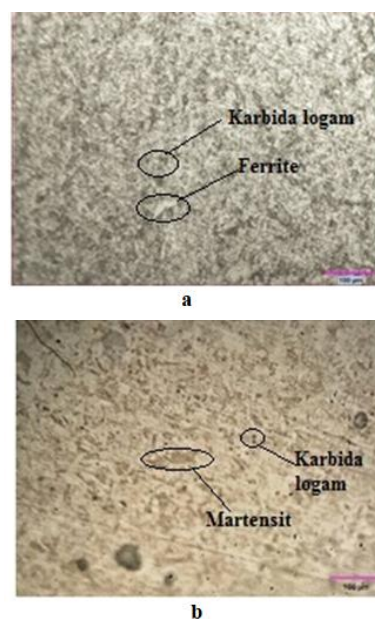
Baja AISI 410 dibuat dengan tungku induksi dan dicetak menjadi ingot. Ingot baja kemudian digerinda sebelum ditempa panas (*hot forging*) pada suhu $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Sampel baja AISI 410 dipanaskan kembali untuk aniling pada suhu $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ selama 4 jam dan didinginkan di dalam tungku. Setelah itu, dilakukan proses pemotongan sampel dengan panjang 10 mm, lebar 10 mm dan tebal 5 mm. Kemudian, sampel baja AISI 410 tersebut diaustenisasi pada suhu 950, 1000, 1050 dan $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ selama 1 jam dan didinginkan dengan cepat (*quenching*) di dalam oli. Masing-masing sampel yang telah diaustenisasi selanjutnya ditemper pada suhu 300, 400, 500, 550, 600, 650 dan $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ dengan waktu tahan 1, 3 dan 6 jam dan didinginkan di udara. Tabel 1 menunjukkan komposisi kimia baja tahan karat 410.

Pengamatan strukturmikro dilakukan dengan menggunakan mikroskop optik dengan larutan etsa yang digunakan adalah Kalling's reagent. Sedangkan pengujian laju korosi dilakukan dengan metode elektrokimia dimana sampel baja AISI 410 sebagai elektroda kerja, SCE (*saturated calomel electrode*) sebagai elektroda acuan dan Platina (Pt) sebagai elektroda bantu. Ketiga elektroda tersebut kemudian direndam di dalam larutan 3,5% NaCl selama 1 jam terlebih dahulu sebelum pengujian korosi dimulai. Analisa potensial korosi dan laju korosi menggunakan metoda ekstrapolasi pada kurva tafel menggunakan alat Gamry G750 series.

3. HASIL DAN DISKUSI

3.1 Metalografi

Gambar 1 adalah hasil pengamatan strukturmikro baja AISI 410 dengan menggunakan mikroskop optik dengan perbesaran 200X. Pada Gambar 1(a) dapat dilihat baja AISI 410 hasil proses aniling $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ memiliki fasa ferit yang mempunyai sifat lunak dan ulet serta karbida logam yang mempunyai sifat keras dan getas. Pada Gambar 1(b), strukturmikro baja AISI 410 setelah proses *as-quench* pada suhu $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ terdiri dari martensit yang berbentuk bilah (*lath*), austenit sisa (*retained austenite*) dan karbida logam. Berdasarkan penelitian Lu, dkk. [6], karbida logam $M_{23}C_6$ terbentuk saat proses aniling. Ketika proses austenisasi, terdapat karbida logam yang tidak larut sepenuhnya dan kemudian karbida $M_{23}C_6$ yang tidak terlarut akan tersisa di dalam *temper* martensit. Sedangkan austenit sisa merupakan fasa austenit yang tidak bertransformasi menjadi martensit pada saat pendinginan cepat (*quenching*). Austenit sisa biasanya ditemukan diantara *lath martensite* [1].

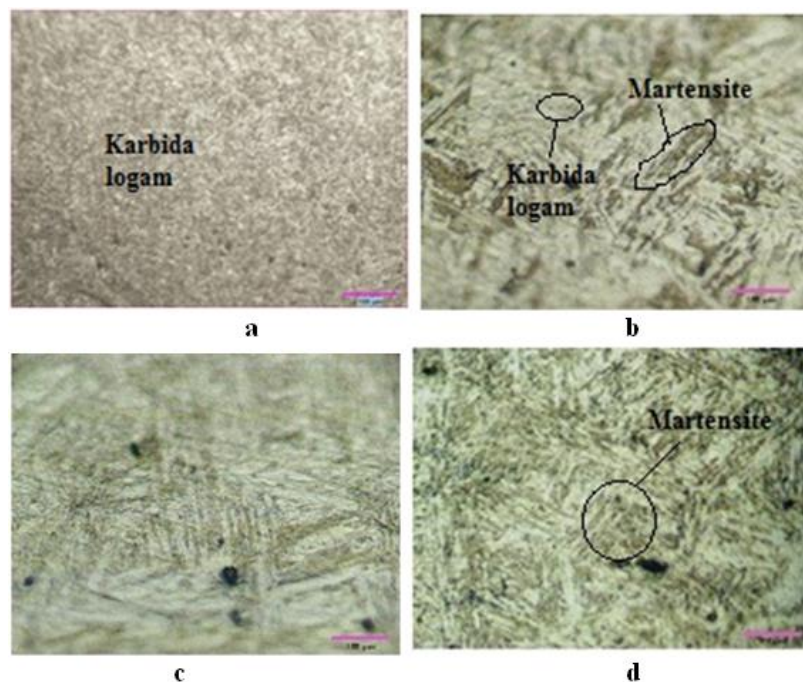


Gambar 1. Strukturmikro baja AISI 410 setelah proses: (a) *as-anneal*, dan (b) *as-quench*. Etsa Kalling's

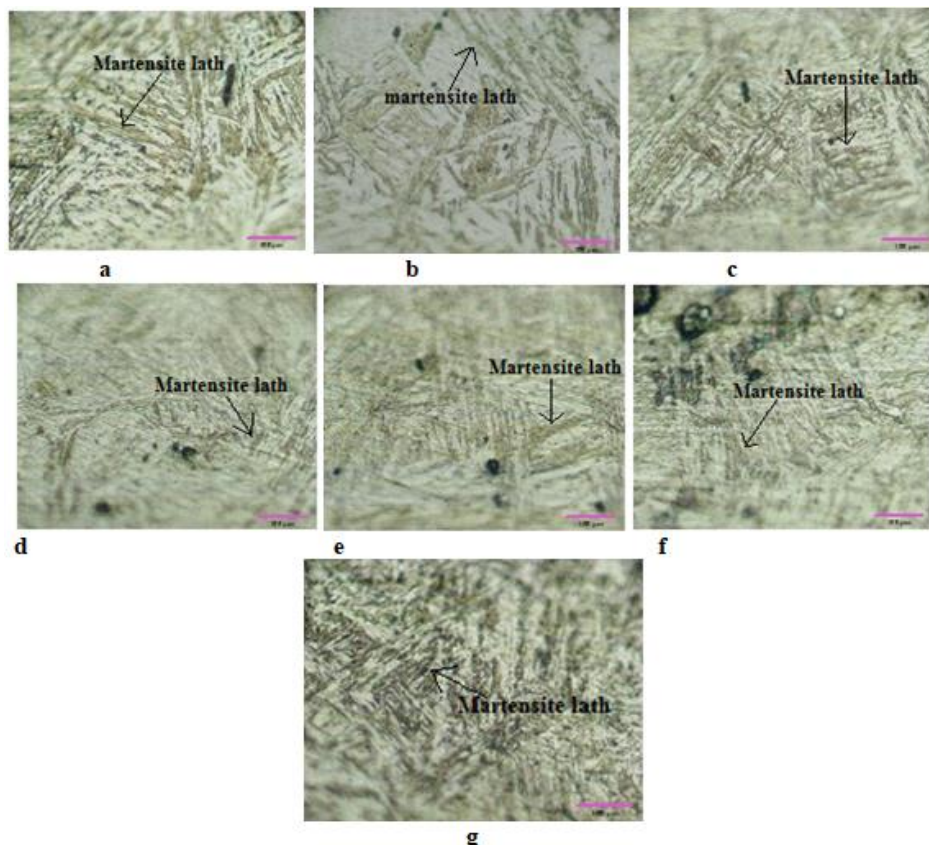
Pada Gambar 2 dapat dilihat perubahan strukturmikro yang terjadi pada baja AISI 410 yang mendapat perlakuan panas *quenching* dengan suhu berbeda-beda lalu dilanjutkan dengan perlakuan panas *tempering* dengan temperatur $600\text{ }^{\circ}\text{C}$. Gambar 2(a) dengan austenisasi $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ dan *tempering* $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, struktur martensit pada baja AISI 410 belum

banyak terlihat tetapi karbida logam sudah banyak terbentuk, sementara itu pada Gambar 2(b) dengan perlakuan panas *quenching* 1000 °C strukturmikro baja AISI 410 terdiri dari martensit yang berbentuk bilah (*lath*), austenite sisa (*retained austenite*) yang berada diantara *lath martensite* dan karbida logam. Pada Gambar 2(c) menunjukkan fasa martensit yang terbentuk semakin banyak dan rapat secara kualitatif jika dibandingkan dengan martensit pada Gambar 2(b). Pada Gambar 2(d) menunjukkan fasa martensit lebih rapat jika dibandingkan dengan fasa martensit pada Gambar 2(a)-(c) dengan bertambahnya suhu

austenisasi. Fasa austenit sisa juga tampak semakin banyak secara kualitatif dan sementara itu masih terlihat juga beberapa karbida logam. Menurut penelitian yang dilakukan Andres, dkk. [7], semakin meningkatnya suhu austenisasi maka akan meningkatkan kelarutan karbida di dalam fasa austenit dan dapat menurunkan berat jenis karbida. Sementara itu, peningkatan suhu austenisasi juga akan meningkatkan austenisasi sisa yang terbentuk diantara *lath martensite* [7].



Gambar 2. Strukturmikro baja AISI 410 setelah austenisasi pada suhu (°C): (a) 950, (b) 1000, (c) 1050, dan (d) 1100. Suhu *tempering* 600 °C. Etsa Kalling's



Gambar 3. Struktur mikro baja AISI 410 setelah austenisasi pada $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, *quench* dan *temper* pada suhu ($^{\circ}\text{C}$): (a) 300, (b) 400, (c) 500, (d) 550, (e) 600, (f) 650, dan (g) 700. Etsa Kalling's

Gambar 3 menunjukkan struktur mikro baja AISI 410 yang mendapatkan perlakuan panas *quenching* $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, dilanjutkan dengan *tempering* dengan suhu berbeda-beda. Struktur mikro yang terbentuk pada Gambar 3 berupa temper martensit yang berbentuk bilah (*lath*), austenit sisa (*retained austenite*) dan karbida logam.

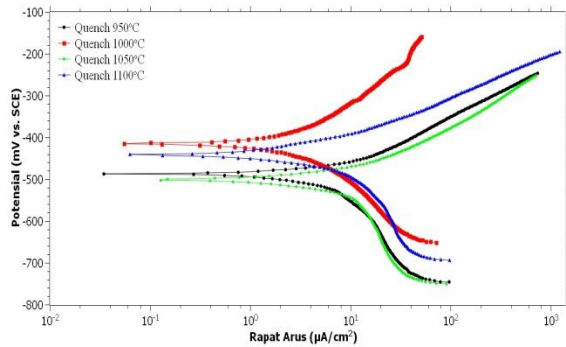
Perlakuan panas *tempering* bertujuan untuk mengurangi sifat getas dan meningkatkan sifat ketangguhan baja AISI 410. Semakin tinggi suhu *temper* maka semakin banyak peluang karbon keluar dari fasa martensit dan berikatan dengan logam menjadi karbida logam dan fasa martensit setelah proses *tempering* dinamakan fasa martensit temper. Banyaknya fasa martensit temper yang terbentuk di dalam struktur mikro menyebabkan kekerasan baja tersebut semakin berkurang. Pada Gambar 3(f) menunjukkan fasa martensit temper yang terbentuk pada baja AISI 410 lebih banyak dan lebih rapat daripada yang baja AISI 410 dengan suhu *temper* lainnya. Hal tersebut mengindikasikan kekerasan baja AISI 410 pada suhu *temper* $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ memiliki kekerasan yang lebih rendah daripada baja dengan suhu *temper* lainnya.

Karbida logam tidak tampak jelas jika diamati dengan mikroskop optik (Gambar 3).

Berdasarkan *ASM Specialty Handbook: Stainless Steel* [8], karbida logam dapat terbentuk pada saat logam tersebut dilakukan proses *tempering* pada suhu $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ atau lebih. Urut-urutan karbida logam yang terbentuk dengan semakin tingginya suhu *temper* adalah $(\text{Cr,Fe})_3\text{C}$, $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, dan $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$. Karbida $(\text{Cr,Fe})_3\text{C}$ akan hilang pada saat penempuran pada suhu $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ [8]. Sementara itu karbida $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ akan semakin berkurang dengan semakin tingginya suhu *tempering* dan akan hilang pada suhu $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$. Karbida $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ merupakan karbida logam yang stabil dan akan terbentuk seiring dengan meningkatnya suhu *tempering*. Sementara itu, berdasarkan pengamatan SEM dan TEM pada penelitian Lu, dkk. [6], semakin tinggi suhu *tempering*, urutan jenis karbida terbentuk adalah $\theta\text{-M}_3\text{C} \rightarrow \text{nano M}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{mikro M}_{23}\text{C}_6$ ($300, 500, 650\text{ }^{\circ}\text{C}$). Seperti ditunjukkan pada penelitian Ezechidelu, dkk. [9], daerah yang berwarna putih merupakan austenit sisa (*retained austenite*) dan titik hitam yang terdapat pada struktur mikro merupakan karbida logam yang terbentuk.

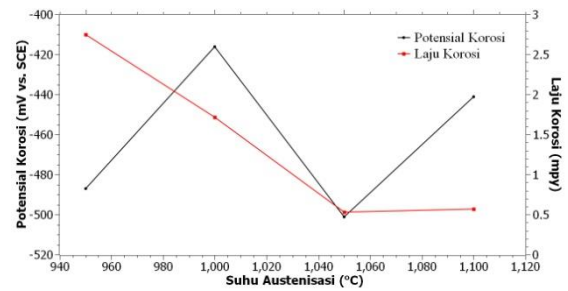
3.2 Pengujian Laju Korosi secara Elektrokimia

Pengujian laju korosi secara elektrokimia dilakukan pada spesimen uji AISI 410 tanpa perlakuan panas dan dengan perlakuan panas. Gambar 4 menunjukkan hasil pengujian laju korosi untuk baja AISI 410 yang diaustenisasi pada suhu 950–1100 °C dan ditemper pada suhu 600 °C.



Gambar 4. Kurva polarisasi tafel daripada baja AISI yang diaustenisasi pada suhu 950 - 1100 °C *quench* dan *temper* 600 °C. Pengujian korosi dilakukan di dalam larutan 3,5% NaCl

Setelah dilakukan proses *fitting* kurva polarisasi pada Gambar 4, maka nilai potensial korosi (E_{corr}) dan arus korosi (I_{corr}) dari masing-masing baja bisa ditentukan. Hasilnya dirangkum pada Tabel 2. Potensial korosi (E_{corr}) menunjukkan kecenderungan suatu logam bereaksi dengan lingkungannya. Sedangkan arus korosi (I_{corr}) digunakan untuk menghitung laju korosi yang terjadi pada baja. Gambar 5 menunjukkan pengaruh suhu austenisasi (950-1100 °C) terhadap potensial korosi (E_{corr}) dan laju korosi baja. Pada gambar tersebut nilai potensial korosi (E_{corr}) pada baja AISI 410 mengalami perubahan dengan bertambahnya suhu austenisasi. Nilai potensial korosi (E_{corr}), I_{corr} dan laju korosi yang paling rendah ditemukan pada baja AISI 410 yang sudah diaustenisasi pada 1050 °C, *quench* dan *temper* pada suhu 600 °C. Hal ini mengindikasikan fasa martensit yang terbentuk semakin banyak pada baja AISI 410 setelah austenisasi pada suhu 1050 °C dan *temper* 600 °C sehingga nilai E_{corr} dan laju korosinya semakin kecil. Sedangkan pada baja AISI 410 yang sudah diaustenisasi 1100 °C, *quench* air dan *temper* pada suhu 600 °C terjadi sedikit kenaikan laju korosi kembali. Hasil yang sama juga ada pada penelitian sebelumnya [10].

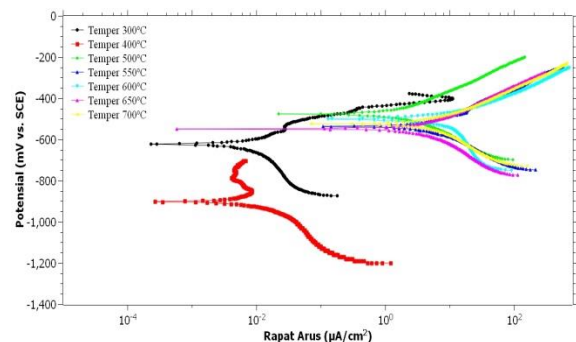


Gambar 5. Laju korosi (CR) dan potensial korosi (E_{corr}) pada baja AISI 410 setelah diaustenisasi pada suhu bervariasi, *quench* dan *temper* pada suhu 600 °C. Pengujian korosi dilakukan dalam larutan 3,5% NaCl

Tabel 2. Nilai laju korosi dan E_{corr} baja AISI 410 yang diperoleh dari hasil pengujian korosi

Suhu austenisasi (°C)	E_{corr} (mV vs. SCE)	I_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)
950	-487	6,35
1000	-416	3,97
1050	-501	1,22
1100	-441	1,32

Rapat arus korosi (I_{corr}) tertinggi sebesar $6,35\mu\text{A}/\text{cm}^2$ dengan potensial korosi -487 mV vs. SCE terjadi pada baja AISI 410 yang diaustenisasi pada suhu 950 °C, *quench* dan *temper* pada suhu 600 °C. Seperti disebutkan pada penelitian Barlow, dkk. [11], meningkatnya suhu austenisasi juga dapat meningkatkan kelarutan karbida. Karbida M_7C_3 larut pada rentang suhu sekitar 950-1050 °C, sedangkan karbida M_{23}C_6 larut pada rentang suhu sekitar 1050-1150 °C.



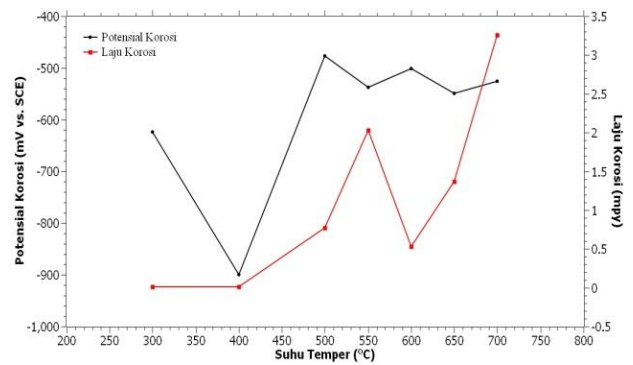
Gambar 6. Kurva polarisasi tafel dari baja AISI 410 yang sudah diaustenisasi pada suhu 1050 °C, *quench* dan *temper* pada suhu bervariasi. Pengujian korosi dilakukan di dalam larutan 3,5% NaCl

Kurva polarisasi tafel dari baja AISI 410 yang diberi perlakuan *temper* bervariasi ditunjukkan pada Gambar 6. Pengujian korosi dilakukan di dalam larutan 3,5% NaCl. Gambar

tersebut menunjukkan adanya perubahan E_{corr} dan I_{corr} pada baja AISI 410 akibat perlakuan *temper* yang berbeda. Kurva polarisasi tafel cenderung bergeser ke kanan dengan kenaikan suhu *temper* di atas 400 °C yang menandakan bahwa I_{corr} semakin besar sedangkan nilai E_{corr} bergeser ke atas atau semakin positif. Setelah suhu *temper* 500 °C tidak terjadi banyak perubahan berarti pada kurva polarisasi tafel. Hal ini mengindikasikan bahwa perlakuan *temper* di atas suhu 400 °C menghasilkan karbida krom yang cenderung kasar sehingga menurunkan ketahanan korosi baja tersebut [5]. Tabel 3 menunjukkan nilai potensial korosi (E_{corr}) dan arus korosi (I_{corr}) untuk setiap baja AISI 410 yang diperoleh dari hasil *fitting* kurva tafel pada Gambar 6. Gambar 7 menunjukkan pengaruh dari variasi suhu *temper* terhadap laju korosi dan potensial korosi baja AISI 410. Pada gambar tersebut nilai potensial korosi (E_{corr}), I_{corr} pada baja AISI 410 berubah dengan kenaikan suhu *tempering*. Nilai potensial korosi (E_{corr}), dan I_{corr} yang paling rendah ditemukan pada baja AISI 410 yang diaustenisasi pada suhu 1050 °C, *quench* dan *temper* pada suhu 400 °C. Sedangkan rapat arus korosi tertinggi terdapat pada baja yang dilakukan *temper* pada suhu 700 °C, yaitu sebesar 7,51 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$. Hal ini disebabkan karena adanya fasa martensit *temper* yang terbentuk di dalam strukturmikro baja AISI 410. Semakin tinggi suhu *temper* maka semakin banyak karbon yang keluar dari fasa martensit membentuk karbida logam yang bersifat kasar sedangkan fasa martensit berubah menjadi fasa martensit *temper*. Banyaknya fasa martensit *temper* yang terbentuk di dalam baja AISI 410 suhu *temper* 700 °C mengakibatkan laju korosi baja tersebut semakin meningkat.

Selain membentuk karbida logam, karbon yang keluar dari fasa martensit kemungkinan juga bisa larut menjadi austenit kembali (*reversed austenite*) pada suhu tertentu. Hal tersebut yang mengakibatkan baja AISI 410 setelah mengalami proses austenisasi suhu 1050 °C, *quench* dan *tempering* suhu 400 dan 600 °C mengalami penurunan nilai laju korosi. *Reversed austenite* juga ditemukan pada penelitian sebelumnya pada suhu *temper* 300 °C [6].

Seperti disebutkan juga pada penelitian Calliari, dkk. [12], laju korosi mengalami peningkatan pada suhu *tempering* 580 °C disebabkan oleh terbentuknya karbida (Cr, Fe)₇C₃ menggantikan karbida (Cr, Fe)₃C.



Gambar 7. Pengaruh suhu *tempering* terhadap laju korosi dan E_{corr} pada baja AISI 410

Jumlah karbida (Cr, Fe)₇C₃ lebih banyak daripada (Cr, Fe)₃C di dalam matriks logam. Sementara itu berdasarkan penelitian Lu, dkk. [6], peningkatan laju korosi pada baja tahan karat martensitik pada suhu *tempering* 500 °C disebabkan banyaknya karbida Cr₂₃C₆ yang terbentuk di dalam matriks logam. Menurut penelitian Rajasekhar [13], pada baja tahan karat martensitik 12Cr dan 16Cr2Ni hasil *temper* pada suhu sekitar 550 °C mengalami penurunan ketahanan korosi. Hal tersebut kemungkinan disebabkan karena karbida logam bersifat *electropositive* jika dibandingkan dengan matriks logam sehingga terjadi korosi mikro dan merusak ketahanan korosi baja tersebut.

Tabel 3. Nilai potensial korosi (E_{corr}) dan arus korosi (I_{corr}) baja AISI 410 hasil *temper* pada suhu yang bervariasi diperoleh dari hasil *fitting* kurva tafel pada Gambar 6

Suhu <i>tempering</i> (°C)	E_{corr} (mV vs. SCE)	I_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)
300	-624	0,03
400	-900	0,024
500	-477	1,78
550	-537	4,68
600	-501	1,22
650	-549	3,15
700	-526	7,51

4. KESIMPULAN

Proses perlakuan panas (*quenching* dan *tempering*) pada baja AISI 410 memiliki pengaruh yang signifikan terhadap perubahan strukturmikro dan ketahanan korosinya. Strukturmikro pada baja AISI 410 setelah proses aniling adalah berupa ferit dan karbida logam. Strukturmikro pada baja AISI 410 dengan variasi suhu austenisasi dan *temper* adalah berupa martensit *temper*, austenit sisa

dan karbida logam. Strukturmikro pada baja AISI 410 yang diaustenisasi pada suhu 1050 °C, dan *temper* pada suhu bervariasi adalah berupa martensit temper yang semakin renggang dan pendek dan austenit sisa yang semakin berkurang seiring peningkatan suhu *tempering*. Sementara itu karbida logam semakin bertambah seiring peningkatan suhu *tempering*. Untuk pengaruh suhu austenisasi, laju korosi paling rendah diperoleh pada baja AISI 410 yang diberi perlakuan austenisasi pada suhu 1050 °C, *quench* dan *temper* pada suhu 600 °C. Untuk pengaruh suhu *temper*, rapat arus korosi paling rendah diperoleh pada baja AISI 410 yang diaustenisasi pada suhu 1050 °C dan *temper* pada suhu 300 dan 400 °C.

UCAPAN TERIMAKASIH

Penulis mengucapkan terima kasih kepada Pusat Penelitian Metalurgi dan Material – LIPI yang telah mendanai kegiatan ini melalui Kompetensi Inti 2017.

DAFTAR PUSTAKA

- [1] E. Mabruri, M. S. Anwar, S. Prifiharni, T. B. Romijarso, dan B. Adjiantoro, "Pengaruh Mo dan Ni terhadap strukturmikro dan kekerasan baja tahan karat martensitik 13Cr," *Majalah Metalurgi*, vol. 30, no. 3, pp. 133–140, 2015.
- [2] S. Kulkarni, P. Srinivas, P. K. Biswal, G. Balachandran, dan V. Balasubramanian, "Improvement in mechanical properties of 13Cr martensitic stainless steels using modified heat treatments," in *Proceedings of the 28th ASM Heat Treating Society Conference*, 2015, pp. 335–341.
- [3] E. Mabruri, Z. A. Syahlan, Sahlan, S. Prifiharni, M. S. Anwar, S. A. Chandra, T. B. Romijarso, dan B. Adjiantoro, "Influence of austenitizing heat treatment on the properties of the tempered type 410-1Mo stainless steel," in *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 202*, 2017, pp. 012085.
- [4] R. de Mendonça dan N. A. Mariano, "Tempering effect on the localized corrosion of 13Cr4Ni0.02C and 13Cr1Ni0.15C steels in a synthetic marine environment," *Rem Rev. Esc. Minas*, vol. 68, no. 2, pp. 201-206, 2015.
- [5] Z. Jiang, H. Feng, H. Li, H. Zhu, S. Zhang, B. Zhang, Y. Han, T. Zhang, dan D. Xu, "Relationship between microstructure and corrosion behavior of martensitic high nitrogen stainless steel 30Cr15Mo1N at different austenitizing temperatures," *Mater. (Basel)*, vol. 10, no. 8, pp. 1-19, 2017.
- [6] S. Y. Lu, K. F. Yao, Y. B. Chen, M. H. Wang, X. Liu, dan X. Ge, "The effect of tempering temperature on the microstructure and electrochemical properties of a 13 wt.% Cr-type martensitic stainless steel," *Electrochim. Acta*, vol. 165, pp. 45-55, 2015.
- [7] C. G. De Andrés, L. F. Álvarez, V. López, dan J. A. Jiménez, "Effects of carbide-forming elements on the response to thermal treatment of the X45Cr13 martensitic stainless steel," *J. Mater. Sci.*, vol. 33, no. 16, pp. 4095-4100, 1998.
- [8] J. R. Davis, Ed., *ASM Specialty Handbook: Stainless Steels*. ASM International, pp. 304, 1994.
- [9] J. C. Ezechidelu dan S. O. Enibe, "Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of a welded AISI 410 martensitic stainless steel," *Int. Adv. Res. J. Sci. Eng. Technol.*, vol. 3, no. 4, pp. 6-12, 2016.
- [10] S. Prifiharni, M. S. Anwar, dan E. Mabruri, "Perlakuan panas terhadap strukturmikro dan ketahanan korosi baja tahan karat 13Cr-1Mo," *Widyariset*, vol. 2, no. 1, pp. 9-16, 2016.
- [11] L. D. Barlow dan M. Du Toit, "Effect of the austenitising heat treatment on the microstructure and hardness of martensitic stainless steel AISI 420," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 21, no. 7, pp. 1327-1336, 2012.
- [12] I. Calliari, K. Brunelli, dan E. Ramous, "Investigation of microstructure and properties of a Ni-Mo martensitic stainless steel," *Mater. Des.*, vol. 29, no. 1, pp. 246–250, 2008.
- [13] A. Rajasekhar, "Corrosion behavior of martensitic stainless steels-role of composition and heat treatment procedures," *Int. J. Sci. Res. (IJSR)*, vol. 4, no. 4, pp. 2795-2798, 2015.



ANALISA UKURAN PARTIKEL SERBUK KOMPOSIT NiCrAl DENGAN PENAMBAHAN REAKTIF ELEMEN UNTUK APLIKASI LAPISAN TAHAN PANAS

Resetiana Dwi Desiati^{a,*}, Ani Sugiarti^a, Safitry Ramandhany^{a,b}

^aPusat Penelitian Fisika - LIPI

Gedung 440-442 Kawasan Puspiptek, Serpong, Tangerang Selatan, Indonesia 15310

^bProdi Fisika, Fakultas Sains dan Teknologi, Universitas Islam Negeri (UIN) Syarif Hidayatullah Jakarta, 15412

*E-mail: rese001@lipi.go.id

Masuk Tanggal : 13-08-2017, revisi tanggal : 16-05-2018, diterima untuk diterbitkan tanggal 08-06-2018

Intisari

Dalam makalah ini dibahas mengenai ukuran sampel serbuk NiCrAl yang ditambahkan reaktif elemen yttrium (Y), silikon (Si), hafnium (Hf), dan zirkonium (Zr) menjadi paduan NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, NiCrAlZr dengan proses *milling* menggunakan *ball mill* selama 36 jam dengan kecepatan *milling* 25 Hz atau 1500 rpm dan perbandingan antara serbuk dengan *ball mill* adalah 1:2. SEM (*scanning electron microscopy*) digunakan untuk mengkarakterisasi serbuk paduan yang bertujuan untuk mengetahui morfologi serbuk seperti bentuk dan ukuran partikel. Gambar *digital* dari hasil karakterisasi SEM diolah menggunakan *software* ImageJ untuk mengetahui ukuran partikelnya dan hasil pengukurannya dibandingkan dengan data hasil karakterisasi menggunakan PSA (*particle size analyzer*). Analisis serbuk NiCrAl pada partikel saat 0 jam (sebelum *milling*) berdasarkan data PSA bernilai rata-rata 44,04 μm sedangkan data pengolahan ImageJ untuk klasifikasi serbuk paduan bernilai rata-rata 46,98 μm . Disamping itu untuk klasifikasi partikel pada serbuk NiCrAl setelah 36 jam *milling* berdasarkan data PSA bernilai rata-rata 71,12 μm sedangkan data pengolahan ImageJ bernilai rata-rata 67,93 μm . Metode analisis tersebut juga dilakukan untuk serbuk NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, dan NiCrAlZr. Sehingga berdasarkan hasil analisa dapat diketahui bahwa pengolahan gambar digital SEM menggunakan ImageJ memiliki keakuratan kurang lebih sebesar 80% dari data PSA. Hal ini disebabkan dari bentuk serbuk paduan yang tidak homogen dan sebarannya yang tidak merata. Selain itu pula dapat diketahui juga bahwa sampel serbuk paduan NiCrAl, NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, NiCrAlZr setelah pemilinan selama 36 jam mengalami perbesaran ukuran dari kondisi awal atau 0 jam yang disebabkan selama proses pemilinan mengalami aglomerasi dan *cold welding*. Penambahan reaktif elemen dengan komposisi kecil pada NiCrAl tidak berdampak pada ukuran partikel.

Kata Kunci: Ukuran partikel, NiCrAl, reaktif elemen

Abstract

In this paper we discuss about the particle size of NiCrAl powder in addition to reactive elements, i.e. yttrium (Y), silicon (Si), hafnium (Hf), and zirconium (Zr) to produce compound powder of NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, and NiCrAlZr produced by milling process using ball mill for 36 hours at rotating speed of 25 Hz or 1500 rpm and the ball to powder ratio (BPR) of 1:2. Scanning electron microscopy (SEM) was used to characterize the powder sample to understand the morphology of the sample such as particle shape and size. Digital picture of SEM results was analyzed using free software ImageJ to understand the particle size and the results was compared by using characterization results of Particle Size Analyzer (PSA). Analysis of NiCrAl powder on at 0 hour (before milling) has a value of 44.04 μm based on PSA data, while based on ImageJ processing data NiCrAl powder has an average value of 46.98 μm . On the contrary, the PSA data on the classification of NiCrAl powder after 36 hours of milling time has a particle size of 71.12 μm whereas ImageJ processing data has an average value of 67.93 μm . These analysis methods have also been applied to NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, and NiCrAlZr powders. Therefore, analysis results reveal that the digital processing of SEM image using ImageJ has an accuracy value of about 80% compared with PSA data. It is caused by the shape of powder sample which was not homogenous and not well-distributed. In addition, the SEM results show that the particle size of compound powder of NiCrAl, NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, and NiCrAlZr after 36 hours was larger than the initial condition or 0

hours of milling time due to agglomeration and cold welding during milling process. The addition of reactive elements with small compositions to NiCrAl has no impact on particle size.

Keywords: Particle size, NiCrAl, reactive element

1. PENDAHULUAN

NiCrAl adalah suatu paduan material yang umumnya dipakai untuk bahan pelapis dalam hal meningkatkan ketahanan korosi atau oksidasi material yang diaplikasikan pada suhu tinggi seperti pada mesin turbin pesawat terbang atau mesin pembangkit listrik. Dalam perpaduannya dibutuhkan suatu reaktif elemen (RE) untuk meningkatkan daya ikat lapisan protektif sehingga memperpanjang usia pakai dari komponen sudu turbin pesawat terbang. yttrium (Y), silikon (Si), hafnium (Hf), ataupun zirconium (Zr) merupakan reaktif elemen (RE) yang ditambahkan pada paduan material NiCrAl.

Jumlah RE yang digunakan tidak lebih dari 1 %berat dan tidak kurang dari 0,1 %berat dari total masa keseluruhan. Hal ini dikarenakan apabila jumlah RE memiliki kadar $\geq 1\%$ atau $\leq 0,1\%$ maka lapisan oksida protektif akan mudah terkelupas saat diaplikasikan. Justifikasi prosentase berat RE berdasarkan pada studi yang dilakukan oleh Mahesh, dkk. [1] mengenai lapisan NiCrAlY yang ditambahkan reaktif element cerium sebesar 0,4 %berat pada substrat superalloy menggunakan teknik HVOF menyatakan bahwa mikrostruktur lapisan yang terbentuk sangat baik tanpa ada retakan tidak hanya pada lapisan tetapi juga pada daerah batas antara lapisan dan substrat. Oleh karena itu, untuk mengetahui karakteristik dari masing-masing unsur elemen terhadap material pelapis NiCrAl maka diperlukan analisa dari partikel paduan tersebut.

Ukuran partikel pada material pelapis secara signifikan dapat mempengaruhi oksidasi pada lapisan seperti yang diungkapkan oleh Chang-Jiu Li, dkk. [2]. Pada teknik pelapisan *thermal spray* seperti halnya *plasma spray* ataupun HVOF (*high velocity oxide fuel*) untuk bahan *spray* metalik konvensional yang digunakan biasanya menggunakan serbuk dengan ukuran partikel sekitar 50 – 100 μm . Hal ini juga

berkaitan dengan *gun* yang digunakan, apabila terjadi penggumpalan serbuk karena kelembaban yang tinggi juga akan menghambat laju aliran menuju *gun*.

Partikel memiliki sifat yang unik yang secara langsung berkorelasi dengan ukuran, bentuk, dan distribusi ukuran. Oleh karena itu untuk memastikan sifat dan karakteristiknya maka sangat penting untuk dapat mengukur secara efisien dan akurat [3]-[7]. Metode yang paling umum digunakan yaitu dengan mendispersikan material uji serbuk menggunakan media pendispersi dan pengukuran partikel dilakukan dengan menggunakan PSA [8]. Metode PSA baik digunakan untuk ukuran partikel yang kasar dimana hubungan antar partikel lemah dan kemungkinan untuk beraglomerasi kecil. Selain itu metode lain adalah dengan analisa gambar *digital* yang diperoleh dari karakterisasi menggunakan SEM (*scanning electron microscopy*), TEM (*transmission electron microscopy*), dan AFM (*atomic force microscopy*). Gambar *digital* diolah kembali menggunakan perangkat lunak tidak berbayar yang telah umum dipakai yaitu ImageJ [9]-[10].

Perangkat lunak ImageJ umumnya digunakan untuk menganalisa ukuran partikel yang bersifat homogen baik ukuran maupun bentuknya sehingga dapat memberikan hasil analisa dengan tingkat akurasi yang tinggi. Namun fitur-fitur yang ada dalam ImageJ tentu juga memungkinkan untuk mengukur partikel yang tidak homogen bentuk dan ukurannya [11]. Akurasi untuk partikel yang tidak homogen tentu tidak sebaik dengan partikel homogen. Oleh karena itu untuk memahami dan mengetahui karakteristik partikel NiCrAl+RE (Y, Si, Hf, dan Zr) maka akan dilakukan analisa partikel menggunakan kedua metode yaitu PSA dan ImageJ dalam pengolahan gambar *digital* SEM.

2. PROSEDUR PERCOBAAN

Serbuk nikel, kromium, alumunium, yttrium, silikon, hafnium, dan zirkonium yang akan digunakan sebagai sampel paduan serbuk ditimbang dengan komposisi seperti pada Tabel 1.

Tabel 1. Komposisi serbuk yang akan dipadukan (dalam gram)

Serbuk	Ni	Cr	Al	Y	Si	Hf	Zr
NiCrAl	138,0	48	14	-	-	-	-
NiCrAlY	137,2	48	14	0,8	-	-	-
NiCrAlSi	137,2	48	14	-	0,8	-	-
NiCrAlYSi	136,4	48	14	0,8	0,8	-	-
NiCrAlHf	137,2	48	14	-	-	0,8	-
NiCrAlZr	137,2	48	14	-	-	-	0,8

Jumlah RE (Y, Si, Hf, dan Zr) yang digunakan pada penelitian ini adalah sebanyak 0,4 %berat atau 0,8 gr dari massa keseluruhan.

Setelah pencampuran sesuai dengan komposisi pada Tabel 1, sampel kemudian dilakukan proses *milling* selama 36 jam menggunakan *planetary ball miller type SFM-1 desktop planetary ball miller*, MTI Corporation dengan kecepatan *milling* 25 Hz atau 1500 rpm, dimana perbandingan antara serbuk dengan *ball mill* adalah 1:2.

Sampel paduan serbuk yang akan dianalisa yaitu kondisi saat 0 jam atau kondisi sebelum dilakukan *milling* dan kondisi setelah *milling* selama 36 jam. Analisa yang digunakan untuk karakterisasi sampel yaitu SEM merk JEOL tipe JIB 4610F yang bertujuan untuk mengetahui morfologi sampel paduan serbuk baik bentuk dan ukurannya.

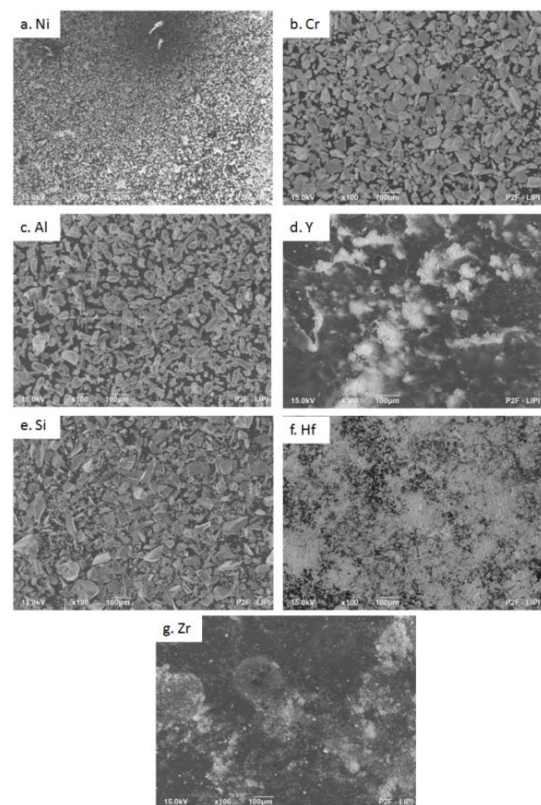
Gambar SEM dengan perbesaran 100X digunakan untuk mengelompokkan ukuran partikel kategori besar dan sedang. Gambar SEM dengan perbesaran 500X digunakan untuk mengelompokkan ukuran partikel kategori kecil. Jumlah partikel pada satu *frame* gambar SEM kurang lebih adalah 50 partikel.

Hasil yang berupa gambar digital diolah kembali untuk mengetahui ukuran sampelnya menggunakan *software* ImageJ versi 1.50i, Java 1.60_20 (32 bit). Selain itu sampel serbuk paduan juga dikarakterisasi menggunakan metode konvensional untuk mengetahui ukuran dan distribusi partikel menggunakan PSA (*particle size analysis*) merk Cilas tipe PSA1190. Kemudian hasil analisa dari kedua metode tersebut dibandingkan satu dengan yang lainnya.

3. HASIL DAN DISKUSI

3.1 Struktur Morfologi Serbuk

Gambar 1 menunjukkan hasil karakterisasi SEM masing-masing serbuk unsur yang digunakan sebagai sampel paduan pelapis NiCrAl+RE. Berdasarkan hasil dapat diketahui bahwa strukturmikro serbuk nikel berbentuk *sponge* dengan ukuran partikel sebesar $\pm 3-7 \mu\text{m}$, kromium berbentuk *flakes* dengan ukuran partikel sebesar $\pm 75 \mu\text{m}$ dan alumunium berbentuk pipih lonjong berukuran $\pm 118 \mu\text{m}$ sedangkan unsur dari RE silikon ($\pm 149 \mu\text{m}$), yttrium ($\pm 0,4 \mu\text{m}$), hafnium ($\pm 0,4 \mu\text{m}$) dan zirkonium ($\pm 1 \mu\text{m}$) berbentuk *metal flakes*. Hasil karakterisasi SEM serbuk paduan sebelum dan setelah proses *milling* ditunjukkan pada Gambar 2.

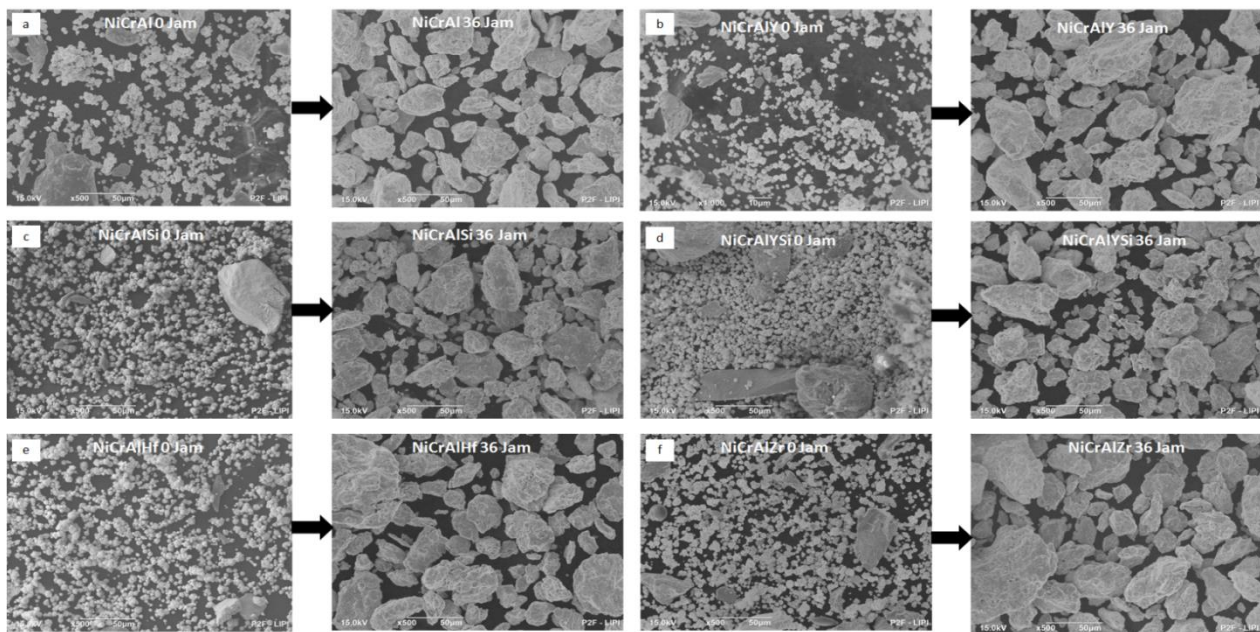


Gambar 1. Morfologi serbuk unsur hasil pencitraan dengan SEM dengan perbesaran 100X: (a) nikel, (b) kromium, (c) alumunium, (d) yttrium, (e) silikon, (f) hafnium, dan (g) zirkonium

Serbuk paduan NiCrAl, NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, NiCrAlZr pada kondisi 0 jam terlihat belum homogen dimana partikel serbuk berukuran besar bercampur dengan partikel serbuk yang berukuran kecil. Hal ini menunjukkan bahwa pencampuran tanpa proses *milling* membuat karakteristik partikel masih sama baik bentuk dan ukurannya dengan serbuk unsur yang digunakan. Namun setelah mengalami proses

milling selama 36 jam terlihat bahwa masing-masing morfologi sampel tampak ukuran yang tidak homogen dan lebih besar dari kondisi 0 jam. Hal ini dapat dikarenakan terjadi proses aglomerasi dan *cold welding* selama proses *milling*. Aglomerasi merupakan proses bergabungnya partikel-partikel kecil menjadi struktur yang lebih besar melalui peningkatan sifat fisis seperti suhu. Semakin lama proses *milling* maka ukuran partikel cenderung semakin halus dan cenderung teraglomerasi akibat interaksi gaya elektrostatis yang cukup kuat pada partikel tersebut.

Reaktif elemen tidak terlalu berdampak pada ukuran partikel dari serbuk pelapis. Hal ini dikarenakan komposisi reaktif elemen yang kecil yaitu 0,4%, namun reaktif elemen dapat berdampak pada ukuran butir sebagaimana yang diungkapkan oleh D. Naumenko, dkk [12] tahun 2016, reaktif elemen berpengaruh terhadap ukuran butir yaitu memperkecil ukuran butir, sehingga performa dari material lebih baik.



Gambar 2. Morfologi serbuk paduan logam sebelum *milling* (0 jam) dan setelah *milling* (36 jam) hasil pencitraan dengan SEM : (a) NiCrAl, (b) NiCrAlY, (c) NiCrAlSi, (d) NiCrAlYSi, (e) NiCrAlHf, dan (f) NiCrAlZr

3.2 Analisa Ukuran Partikel Serbuk Menggunakan ImageJ

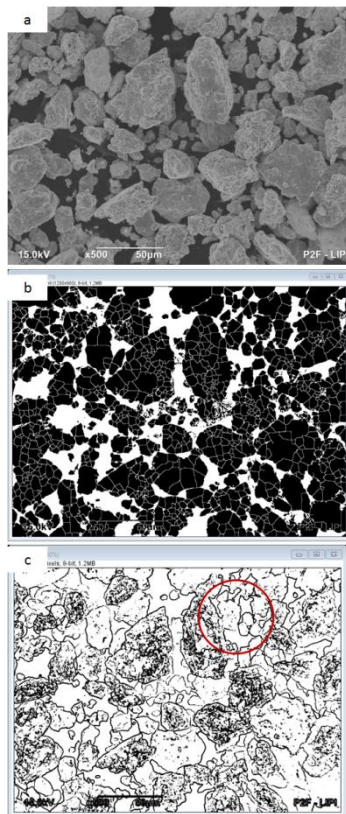
Pada umumnya analisis ukuran partikel serbuk dengan imageJ dilakukan dengan metode seperti *segmentation based on edge detection*, *thresholding method* atau *region-based segmentation methods* serta teknik yang paling sering digunakan yaitu teknik *watershed segmentation* untuk mengetahui ukuran partikel yang berbentuk homogen dan merata sebaran partikel serbuknya. Seperti yang ditunjukkan pada Gambar 3, telah dilakukan upaya analisis ImageJ dengan menggunakan dua metode. Pada metode *watershed segmentation* terlihat bahwa satu partikel bisa terbagi menjadi beberapa partikel yang lebih kecil sehingga ukuran partikel yang diketahui tidak sesuai untuk partikel yang tidak merata sebarannya pada gambar SEM. Sedangkan dengan metode *segmentation based on edges detection* memungkinkan partikel bersatu dengan partikel lain yang menumpuk pada gambar SEM

dimana hasil ukuran partikelnya kemungkinan lebih besar.

Dengan demikian kedua metode tersebut tidak dapat digunakan dalam mengelompokkan partikel yang sangat tidak beraturan dan bertumpuk-tumpuk atau tidak merata distribusinya pada Gambar 3.

Dengan demikian pada studi ini, sampel paduan serbuk NiCrAl, NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, dan NiCrAlZr dianalisis dengan ImageJ menggunakan metode *freehand selection* untuk mendapatkan ukuran partikel seperti yang ditunjukkan pada Gambar 4. Dengan metode ini dimungkinkan untuk mendapatkan ukuran partikel paduan serbuk yang diklasifikasikan menjadi tiga kategori yaitu partikel ukuran kecil ($0 < \text{kecil} < 15 \mu\text{m}$), sedang ($15 < \text{sedang} < 50 \mu\text{m}$) dan besar ($50 < \text{besar} < 100 \mu\text{m}$). Untuk partikel ukuran besar (area kuning) dan sedang (area merah), menggunakan gambar SEM dengan perbesaran

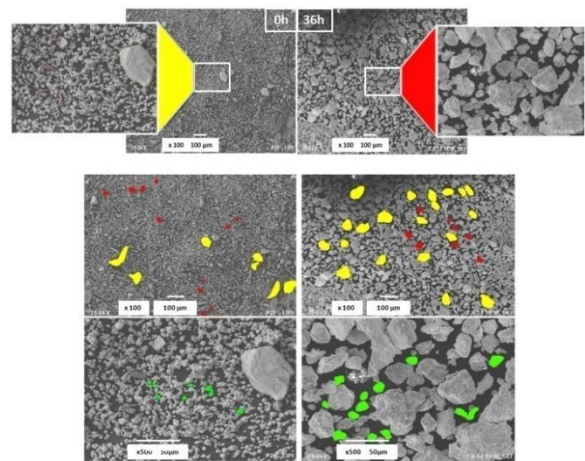
100X. Hal ini bertujuan agar makin banyak partikel yang diukur partikelnya menggunakan metode *freehand selection*. Sedangkan untuk partikel ukuran kecil (area hijau), gambar dengan perbesaran 500X yang digunakan. Hal ini bertujuan agar proses penandaan area dapat sesuai dengan bentuk partikelnya sehingga lebih jelas dan presisi.



Gambar 3. (a) Gambar asli pencitraan SEM, (b) *watershed segmentation*, (c) *segmentation based on edges detection*

Berdasarkan data imageJ dengan metode *freehand selection*, maka diketahui bahwa untuk ukuran sampel serbuk NiCrAlSi sebelum *milling* (0 jam) didapatkan data ukuran kategori besar yaitu 85,04 μm , sedang yaitu 34,74 μm , dan kecil yaitu 5,29 μm . Ukuran serbuk NiCrAlSi setelah *milling* (36 jam) didapatkan data ukuran kategori besar yaitu 92,076 μm , sedang yaitu 40,99 μm , dan kecil yaitu 16,25 μm .

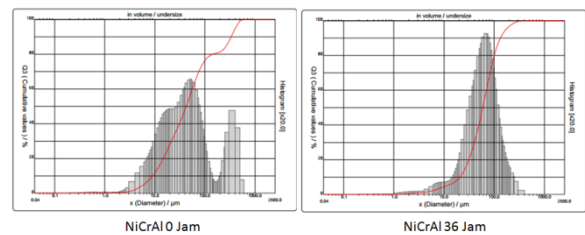
Jadi ukuran partikel sampel relatif menjadi lebih besar dari kondisi 0 ke 36 jam waktu *milling*, baik untuk ukuran kategori kecil, sedang maupun besar. Hal ini menunjukkan hasil yang didapat dari imageJ sesuai dengan pencitraan yang didapat dari SEM bahwa ukuran sampel menjadi lebih besar karena proses aglomerasi dan *cold welding*.



Gambar 4. Pengolahan data menggunakan ImageJ pada sampel serbuk NiCrAlSi sebelum dan setelah *milling*

3.3 Analisa Ukuran Partikel Serbuk Menggunakan PSA

Karakterisasi menggunakan PSA (*particle size analysis*) bertujuan untuk membandingkan dan mengetahui tingkat keakurasian ImageJ terhadap PSA. Berdasarkan data PSA, sampel mengalami perbesaran ukuran dari kondisi 0 ke 36 jam seperti yang ditunjukkan pada Gambar 5.



Gambar 5. Grafik perubahan ukuran partikel serbuk NiCrAl berdasarkan karakterisasi PSA

Hal ini membuktikan bahwa hasil yang didapatkan dari analisa PSA sama dengan analisa hasil SEM dan ImageJ yaitu ukuran sampel menjadi lebih besar setelah *milling* selama 36 jam karena terjadi proses aglomerasi dan *cold welding*. Pada sampel 0 jam terlihat lebih kecil ukurannya, dimungkinkan bahwa sampel serbuk masih terukur sendiri-sendiri karena belum tercampur dengan rata membentuk paduan. Apabila dibandingkan, data yang diperoleh menggunakan imageJ dan PSA didapatkan hasil seperti pada Gambar 6. Dari perbandingan tersebut diperoleh data ketidaksesuaian ImageJ terhadap PSA.

Berdasarkan data pada Gambar 6 tersebut diketahui bahwa ketidaksesuaian pada kategori partikel besar memiliki nilai terendah kurang lebih sebesar 0,43 % dan tertinggi kurang lebih sebesar 16,24 %. Pada kategori partikel sedang yaitu memiliki ketidaksesuaian kurang lebih

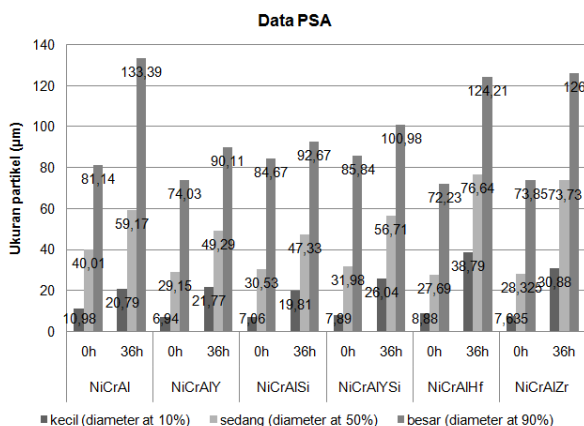
sebesar 4,88 % untuk nilai terendah dan 19,13 % untuk nilai tertinggi, sedangkan pada partikel kategori kecil ketidaksesuaian sebesar 6,93% nilai terendah dan 19,92% untuk nilai tertinggi. Hal ini dikarenakan saat pengolahan menggunakan *software* ImageJ pada kategori partikel besar dan sedang menggunakan gambar SEM perbesaran 100X sehingga dimungkinkan adanya penyimpangan dalam pemilihan area sampel. Penyimpangan juga dapat terjadi saat gambar dengan pixel yang terbatas kemudian diperbesar gambarnya sehingga akan sulit dalam memilih area sesuai dengan bentuk dan ukuran partikelnya. Oleh karena itu, untuk kategori partikel kecil maka digunakan gambar SEM perbesaran 500X agar mampu terdefinisi ukuran partikelnya, dimana ukuran partikelnya memiliki nilai ketidaksesuaian dengan data PSA sebesar 6,93% batas terendah dan 19,92% batas tertinggi. Hal ini dimungkinkan pada gambar perbesaran SEM 500X yang terdefinisi ukuran kecil tidak dapat terakomodir secara keseluruhan pada gambar yang dianalisis.

Jadi berdasarkan data analisa tersebut, didapatkan tingkat keakuratan analisa

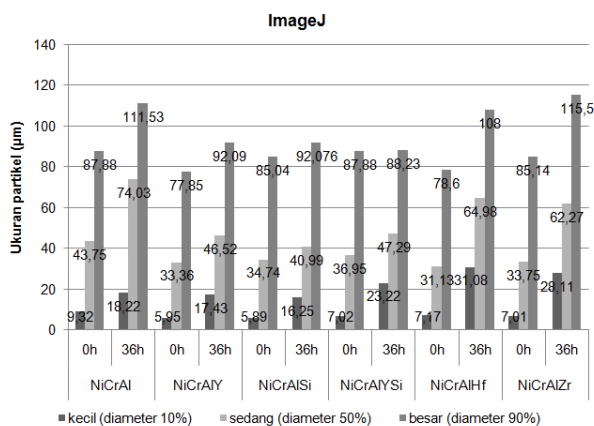
menggunakan ImageJ untuk sampel serbuk paduan NiCrAl, NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, NiCrAlZr sebelum *milling* dan setelah *milling* selama 36 jam dengan data PSA sekitar 80% atau ketidaksesuaian dengan data PSA sekitar 20%. Hal ini menunjukkan bahwa analisa menggunakan *software* ImageJ cukup relevan apabila digunakan untuk mengolah data gambar yang didapatkan dari karakterisasi SEM untuk menganalisis ukuran partikel sampel.

Tabel 2. Nilai rata-rata ukuran partikel (dalam μm)

PSA		ImageJ	
0 Jam	36 Jam	0 Jam	36 Jam
44,04	71,12	46,98	67,93
36,71	53,72	39,05	52,01
40,75	53,27	41,89	49,77
41,90	61,24	43,95	52,91
36,27	79,88	38,97	68,02
36,60	76,87	41,97	68,63



(a)



(b)

Gambar 6. Perbandingan data ukuran partikel serbuk NiCrAl, NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, NiCrAlZr menggunakan: (a) PSA dan (b) ImageJ

4. KESIMPULAN

Berdasarkan analisa data ukuran sampel NiCrAl, NiCrAlY, NiCrAlSi, NiCrAlYSi, NiCrAlHf, NiCrAlZr setelah pemilinan selama 36 jam mengalami perbesaran ukuran dari kondisi awal atau 0 jam yang disebabkan selama proses pemilinan mengalami aglomerasi dan *cold welding*. Nilai rata-rata ukuran partikel serbuk NiCrAl tanpa reaktif elemen dan dengan penambahan reaktif elemen tidaklah terlalu berbeda jauh, hal ini disebabkan penambahan reaktif elemen dengan komposisi

yang kecil tidak berdampak pada ukuran partikel.

Nilai ketidaksesuaian antara data ImageJ terhadap data PSA untuk partikel besar yaitu sekitar 0,43% - 16,24%, untuk partikel sedang sekitar 4,88% - 19,13% dan untuk partikel kecil sekitar 6,93% - 19,92%.

Pengolahan data menggunakan ImageJ bisa digunakan sebagai alternatif pengukuran untuk ukuran partikel sampel yang didapatkan dari hasil gambar SEM karena memiliki keakuratan kurang lebih 80% apabila dibandingkan dengan hasil karakterisasi menggunakan PSA.

UCAPAN TERIMAKASIH

Penelitian ini didukung dan dibiayai dari beberapa program penelitian antara lain kegiatan Unggulan LIPI sub program Pengembangan Material dan Rekayasa Manufaktur (PMRM) 2017, Insentif INSINAS Riset Pratama Individu (IRPI) 2018 dan STRG ITS Toray 2018.

DAFTAR PUSTAKA

- [1] R. A. Mahesh, R. Jayaganthan, dan S. Prakash, "A study on the oxidation behavior of HVOF sprayed NiCrAlY-0.4 wt.% CeO₂ coatings on superalloys at elevated temperature," *Mater. Chem. Phys.*, vol. 119, no. 3, pp. 449-457, 2010.
- [2] C. Li dan W. Li, "Effect of sprayed powder particle size on the oxidation behavior of MCrAlY materials during high velocity oxygen-fuel deposition," *Surface Coating Technology.*, vol. 162, pp. 31-41, 2002.
- [3] M. Vippola, M. Valkonen, E. Sarlin, M. Honkanen, dan H. Huttunen, "Insight to nanoparticle size analysis—novel and convenient image analysis method versus conventional techniques," *Nanoscale Res. Lett.*, vol. 11, no. 1, pp. 6-11, 2016.
- [4] P. J. A. Borm, D. Robbins, S. Haubold, T. Kuhlbusch, H. Fissan, K. Donaldson, R. Schins, V. Stone, W. Kreyling, J. Lademann, J. Krutmann, D. B. Warheit, dan E. Oberdorster, "The potential risks of nanomaterials: A review carried out for ECETOC," *Particle and Fibre Toxicology.*, vol. 3, no.11, pp. 1-35, 2006.
- [5] W. J. Stark, P. R. Stoessel, W. Wohlleben, dan A. Hafner, "Industrial applications of nanoparticles," *Chemical Society Reviews*, vol. 44, pp. 5793-5805, 2015.
- [6] A. D. Maynard dan R. J. Aitken, "Assessing exposure to airborne nanomaterials: Current abilities and future requirements," *Nanotoxicology*, vol. 1, no. 1, pp. 26-41, 2007.
- [7] K. Savolainen, L. Pylkkänen, H. Norppa, G. Falck, H. Lindberg, T. Tuomi, M. Vippola, H. Alenius, K. Hämeri, J. Koivisto, D. Brouwer, D. Mark, D. Bard, M. Berges, E. Jankowska, M. Posniak, P. Farmer, R. Singh, F. Krombach, P. Bihari, G. Kasper, dan M. Seipenbusch, "Nanotechnologies, engineered nanomaterials and occupational health and safety - A review," *Saf. Sci.*, vol. 48, no. 8, pp. 957-963, 2010.
- [8] R. Kumari dan N. Rana, "Particle size and shape analysis using ImageJ with customized tools for segmentation of particles," *Int. J. Eng. Res.*, vol. 4, no. 11, pp. 23-28, 2015.
- [9] A. Podlasov dan E. Ageenko, "Working and development with ImageJ," *Univ. Joensuu - Tech. Pap.*, pp.1-18, 2003.
- [10] C. Suryanarayana, "Mechanical alloying and milling," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 46, no. 1-2, pp. 1-184, 2001.
- [11] C. Kurniawan, T. B. Waluyo, dan P. Sebayang, "Analisis ukuran partikel menggunakan free software Image-J," *Semin. Fis. 2011 Pus. Penelit. Fis. LIPI*, 2011, pp. 12-13.
- [12] D. Naumenko, B. A. Pint, dan W. J. Quadackers, "Current thoughts on reactive element effects in alumina-forming systems: In memory of John," *Oxid. Met.*, vol. 86, no. 1, pp.1-43, 2016.



KARAKTERISTIK SIFAT MEKANIK DAN STRUKTURMIKRO BAJA LATERIT PADUAN NI-CR-MN HASIL TEMPAN PANAS DENGAN VARIASI BEBAN TEMPAN

Satrio Herbirowo*, Bintang Adjiantoro, Fatayalkadri Citrawati

Pusat Penelitian Metalurgi dan Material - LIPI

Gedung 470 Kawasan Puspiptek, Serpong, Tangerang Selatan, Indonesia 15310

*E-mail: satrio.herbirowo@gmail.com

Masuk Tanggal : 21-08-2017, revisi tanggal : 30-05-2018, diterima untuk diterbitkan tanggal 08-06-2018

Intisari

Baja laterit paduan NiCrMn berpotensi sebagai bahan baku alternatif baja yang memiliki ketangguhan yang tinggi dan dapat mensubstitusi baja AISI 4340 komersial. Penelitian ini dilakukan dengan tujuan untuk mengetahui karakteristik baja laterit sesuai standar AISI 4340 dilihat dari komposisi kimia, sifat mekanik dan strukturmikro setelah dilakukan proses tempa panas dengan variasi beban tempa. Proses tempa panas dilakukan pada temperatur 1200 °C menggunakan 3 variasi beban tempa yaitu 50, 75, dan 100 ton dan media pendingin oli. Hasil proses tempa panas kemudian dikarakterisasi komposisi kimia dengan OES (*optical emission spectrometry*), pengamatan metalografi dengan OM (*optical microscopy*), pengujian dampak metode Charpy dan uji keras dengan metode Rockwell C. Hasil analisis komposisi kimia menunjukkan bahwa baja laterit paduan NiCrMn memiliki komposisi kimia sesuai dengan AISI 4340 dengan modifikasi unsur Ni sebesar (%berat) 1,8; Cr 1,71; dan Mn 1,87. Hasil karakterisasi pada baja laterit paduan NiCrMn menunjukkan bahwa dengan semakin meningkatnya persen reduksi yang diberikan, kekerasan dan ketangguhan makin meningkat. Pada persentase reduksi 31,02% diperoleh nilai kekerasan sebesar 61,21 HRC dengan struktur yang terbentuk adalah fasa martensit, dimana kemampuan menyerap energi adalah sebesar 0,166 J/mm². Akan tetapi pada persen reduksi lebih besar yaitu 31,72%, nilai kekerasan dan kekuatan dampak menurun menjadi 58,56 HRC dan 0,19 J/mm². Hal ini terjadi karena struktur yang terbentuk dalam baja laterit paduan NiCrMn adalah fasa martensit dengan austenit sisa.

Kata Kunci: Baja laterit paduan NiCrMn, AISI 4340, martensit, austenit sisa

Abstract

NiCrMn alloy lateritic steel has a potential as an alternative for steel raw material that has high toughness and substitute the commercial AISI 4340 steel. This research is conducted to know the characteristics of lateritic steels according to AISI 4340 standard from chemical composition, mechanical properties, and microstructure after hot forging process with variety of loads and oil as cooling media. The hot forging process was carried out at temperature of 1200 °C using 3 variety of forging loads: 50, 75, and 100 tons. The forged NiCrMn alloy lateritic steel was characterized by chemical composition analysis with OES (optical emission spectrometer), metallographic observation using OM (optical microscopy), Charpy impact test, and hardness Rockwell C. The result of chemical composition analysis showed that NiCrMn alloy lateritic steel had chemical composition in accordance to AISI 4340 with modification of Ni, Cr, and Mn elements equal to (wt.%) 1.8; 1.71; 1.87. The characteristics of NiCrMn alloy lateritic steel showed that the hardness and toughness increased when the % reduction improved. In reduction percentage of 31.02% it was obtained hardness value and energy absorb equal to 61.21 HRC and 0.166 J/mm², with structure formed was martensite phase. However, at a higher reduction percentage of 31.72%, the hardness and impact strength values decreased to 58.56 HRC and 0.19 J/mm². This occurred because of the structure formed in the NiCrMn alloy lateritic steel was a martensite phase with retained austenite.

Keywords: NiCrMn alloy lateritic steels, AISI 4340, martensite, retained austenite

1. PENDAHULUAN

Bahan baku baja laterit diambil melalui bijih besi yang mengandung kadar nikel rendah. Bijih laterit ini biasa diabaikan penambang karena faktor ekonomis dan lebih mencari nikel yang berada di bawah lapisan limonit [1].

Karena baja laterit ini merupakan bahan alternatif pada produksi baja, maka baja laterit perlu dikembangkan dengan berbagai macam pembentukan logam, salah satunya dengan proses penempaan panas (*hot forging*) yang berfungsi untuk meningkatkan sifat mekanis [2]. Baja laterit paduan NiCrMn yang akan dibuat mengacu pada komposisi kimia standar AISI 4340 yang bisa diaplikasikan menjadi baja balistik [3]-[4] dengan sifat ketangguhan tinggi [5] dan pembentukan fasa martensitik setelah perlakuan panas *temper* serta morfologi *dimple* membuat baja tahan terhadap tembakan proyektil berukuran 7,62 dan 12,7 mm [6]. Baja laterit yang dikembangkan adalah baja hasil *converting* dari bahan baku NPI (*nickel pig iron*) dengan kandungan nikel 1-2% dan kadar karbon di atas 2% dengan peniupan gas oksigen mampu menurunkan kadar karbon dalam besi baja dengan kandungan nikel berkadar rendah yaitu antara 1-3% [7].

Pada penelitian sebelumnya oleh B. M. Gurumurthy, dkk. [8], telah dilakukan variasi perlakuan panas antara *quench* dan *austempering* pada baja AISI 4340 yang dihasilkan sifat mekanik berbanding terbalik antara kekerasan dan ketangguhan, serta penelitian tempa panas dengan variasi temperatur austenisasi dan didapat suhu optimal 1200 °C sebagai acuan dalam penelitian ini [9]. Atapek, dkk. [10] telah menganalisis bahwa beban tempa panas yang berlebih pada baja AISI 4340 dapat menimbulkan inisiasi retak disebabkan reduksi ukuran terlalu besar dan sifat mampu bentuk serta keuletan yang kurang baik. Laju pendinginan setelah proses *forging* sangat mempengaruhi pembentukan strukturmikro, transformasi maupun fraksi volum fasa yang perlu dikontrol [11]. Pada penelitian Jeddi, dkk. [12], telah menganalisis pengaruh *retained austenite* terhadap penurunan sifat mekanik pada baja paduan Ni-Cr akibat tegangan sisa dari proses transformasi fasa martensit.

Tujuan dari penelitian ini adalah melakukan dan menganalisis pengaruh variasi pembebanan tempa panas sebesar 50, 75, dan 100 ton pada baja laterit paduan NiCrMn terhadap sifat mekanik mencakup kekerasan, ketahanan impact, dan strukturmikro.

2. PROSEDUR PERCOBAAN

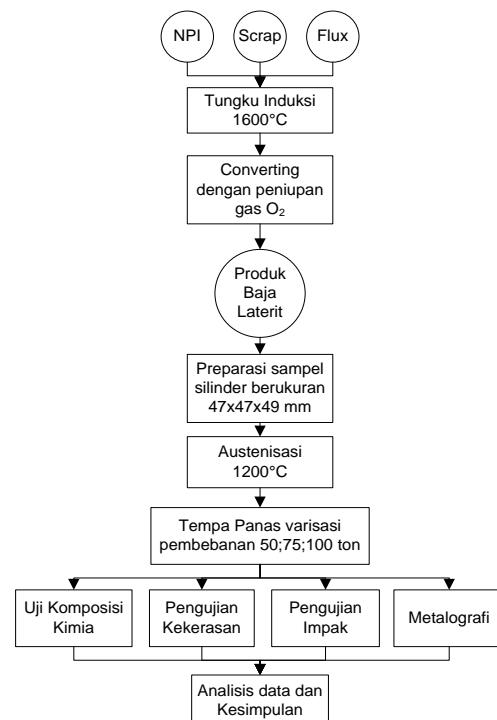
Pada penelitian ini menggunakan bahan baku baja laterit yang diperoleh dari proses peleburan NPI dengan tungku induksi dan pembersihan pengotor dengan *fluxing* kemudian dituangkan ke dalam *ladle converter* dan ditiupkan gas oksigen untuk menurunkan kadar karbon hingga mencapai komposisi standar baja karbon sedang.

Setelah mendapatkan produk baja laterit berpaduan NiCrMn, kemudian dilakukan preparasi ingot menjadi sampel berukuran 47 x 47 x 49 mm seperti ditunjukkan dalam Gambar 1. Sampel kemudian mengalami proses homogenisasi pada temperatur 1200 °C selama 1 jam dilanjutkan dengan proses tempa panas (*hot forging*) dengan variasi beban 50, 75, dan 100 ton. Sampel baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa kemudian didinginkan dalam media oli.



Gambar 1. Foto visual baja laterit paduan NiCrMn dengan ukuran 47 x 47 x 49 mm sebagai sampel awal proses tempa panas

Diagram alir proses penelitian ini ditunjukkan dalam Gambar 2.



Gambar 2. Diagram alir yang dilakukan dalam penelitian

Sampel baja laterit paduan NiCrMn hasil cor dikarakterisasi awal dengan pengujian OES (*optical emission spectroscopy*) untuk mengetahui komposisi kimia.

Sampel baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa panas kemudian dilakukan pengamatan metalografi dengan OM (*optical microscopy*). Pada pengamatan metalografi, dilakukan preparasi sampel metalografi dengan ukuran 10x10x10 mm, kemudian dimounting dengan resin, diamplas dengan kertas ampelas dengan kekasaran 100 s.d 2000 *mesh* dan dipoles dengan pasta alumina dengan kekasaran 5 hingga 0,1 μ . Sampel baja laterit paduan NiCrMn kemudian dietsa dengan larutan Nital 2%.

Uji impak dengan metode Charpy pada baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa panas mengacu pada standar ASTM A370 [13] dengan ukuran sampel 10 x 10 x 55 mm dengan *v-notch* di bagian tengah dengan sudut 45°. Uji keras pada baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa panas dilakukan dengan metode Rockwell C dengan indentasi pada permukaan hasil *grinding* dilakukan sebanyak 5 titik dan diambil kekerasan rata-ratanya.

3. HASIL DAN DISKUSI

3.1 Analisis Komposisi Kimia Baja Laterit Paduan NiCrMn

Tabel 2 menunjukkan komposisi kimia baja laterit paduan NiCrMn beserta komposisi kimia dari baja AISI 4340 sebagai acuan.

Tabel 2. Hasil komposisi kimia baja laterit paduan NiCrMn

Unsur	AISI 4340 (%berat)	Baja Laterit NiCrMn (%berat)
C	0,4	0,4910
Mn	0,8	1,8700
Ni	1,85	1,8020
Cr	0,8	1,7100
Fe	Bal	Bal

Hasil analisa komposisi kimia pada Tabel 2 menunjukkan bahwa baja laterit paduan NiCrMn memiliki komposisi kimia mengacu pada baja AISI 4340, dimana unsur karbon dan nikel sesuai dengan komposisi standar baja AISI 4340 [14] dengan modifikasi paduan Mn dan Cr yang cukup tinggi [15].

3.2 Visual Baja Laterit Paduan NiCrMn Hasil Tempa Panas

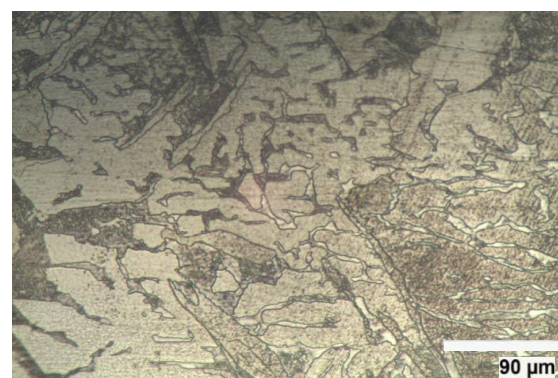
Gambar 3 menunjukkan baja laterit paduan CrNi setelah proses tempa panas dengan persen reduksi 31,72%. Apabila dilihat secara visual dari gambar tersebut, tidak terjadi retakan pada baja laterit paduan NiCrMn setelah proses penempaan dengan % reduksi tertinggi.



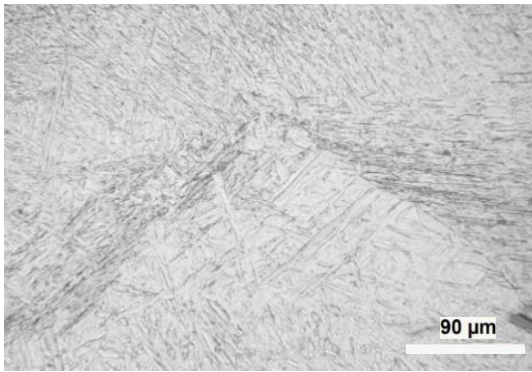
Gambar 3. Foto visual baja laterit paduan NiCrMn setelah proses tempa panas dengan reduksi 31,72%

3.3 Hasil Metalografi pada Baja Laterit Paduan NiCrMn

Gambar 4 menunjukkan strukturmikro dari baja laterit paduan NiCrMn hasil pengecoran dan *converting* dengan cetakan pasir. Struktur yang terbentuk adalah fasa α -ferit dan perlit dengan batas butir terlihat jelas. Fasa α -ferit dendritik terbentuk pada saat proses solidifikasi pengecoran dan fasa perlit terbentuk dari transformasi fasa suhu austenisasi dan berdifusinya karbon melalui proses pendinginan yang dilakukan pada suhu kamar [16].

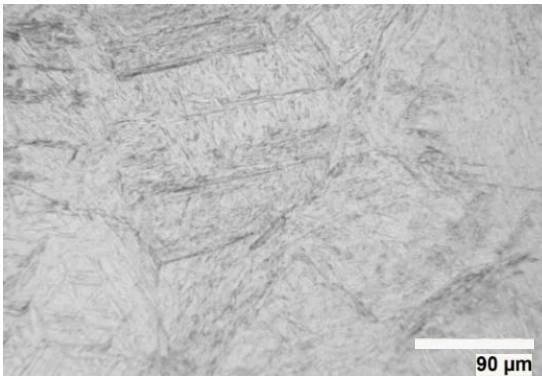


Gambar 4. Strukturmikro baja laterit paduan NiCrMn hasil cor atau *as-cast*. Etsa Nital 2%



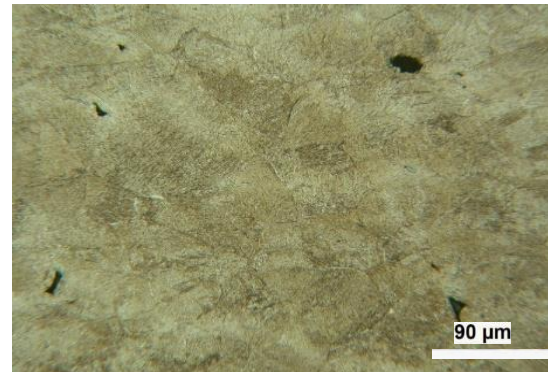
Gambar 5. Strukturmikro baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa panas pada temperatur 1200 °C dengan beban 50 ton. Etsa Nital 2%

Gambar 5 menunjukkan strukturmikro baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa panas pada temperatur 1200 °C dengan beban 50 ton atau persen reduksi sebesar 18,06%. Struktur yang terbentuk adalah *fine martensite lath* berbentuk jarum [17]. Ukuran butir martensit lebih halus pengaruh reduksi ukuran dari tempa panas yang mengindikasikan sifat material yang lebih ulet dibandingkan tanpa tempa panas [18].



Gambar 6. Strukturmikro baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa panas pada temperatur 1200 °C dengan beban 75 ton. Etsa Nital 2%

Gambar 6 menunjukkan strukturmikro baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa panas pada temperatur 1200 °C dengan beban 75 ton atau persen reduksi sebesar 31,02%. Struktur yang terbentuk adalah dominan fasa martensit berbentuk jarum sebagai matriks dan jelas terlihat butir lebih pipih serta halus.

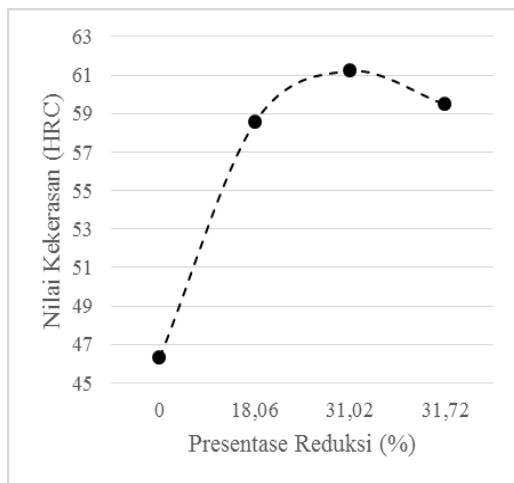


Gambar 7. Strukturmikro baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa panas pada temperatur 1200 °C dengan beban 100 ton. Etsa Nital 2%

Gambar 7 menunjukkan strukturmikro baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa panas pada temperatur 1200 °C dengan beban 100 ton atau persen reduksi sebesar 31,72%. Strukturmikro yang terbentuk adalah fasa martensit sebagai matriks, dan adanya austenit sisa. Selain itu, baja laterit NiCrMn dengan kondisi beban tempa di atas ternyata memiliki beberapa porositas maupun retak mikro (*micro crack*). Adanya porositas disebabkan oleh kualitas produk hasil cor dari baja laterit paduan NiCrMn yang masih perlu ditingkatkan, sedangkan retak mikro timbul akibat adanya tahapan reduksi ukuran yang terlalu jauh atau beban tempa yang berlebih. Hal ini bila ditinjau secara mikro akan menyebabkan cacat dislokasi yang memicu hambatan deformasi yang akan menimbulkan adanya tegangan dalam (*internal stress*) pada batas butir dan pada akhirnya akan menginisiasi terjadinya retakan [19]. Penurunan sifat mekanik pada baja laterit paduan NiCrMn pada tahapan reduksi paling tinggi yaitu 31,72 % juga dipengaruhi oleh terbentuknya austenit sisa (*retained austenite*) [17].

3.4 Kekerasan Baja Laterit Paduan NiCrMn Hasil Tempa Panas

Gambar 8 adalah grafik antara % reduksi yang diberikan pada baja laterit paduan NiCrMn dengan nilai kekerasan yang dihasilkan.



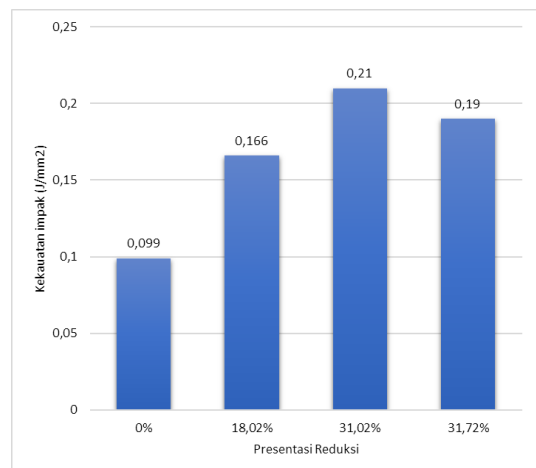
Gambar 8. Grafik hubungan antara persentase reduksi dengan nilai kekerasan pada baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa panas pada $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$

Dari grafik pada Gambar 8 menunjukkan bahwa semakin besarnya persen reduksi yang diberikan pada baja laterit paduan NiCrMn, kekerasan menjadi cenderung meningkat. Nilai kekerasan tertinggi diperoleh sebesar 61,21 HRC pada persen reduksi 31,02%. Hal ini diperkuat dengan struktur yang terbentuk adalah fasa martensit sebagai matriks. Diketahui bahwa nilai kekerasan dari reduksi 0 %; 18,06 %, dan 31,02 % cenderung naik berturut-turut sebesar 46,32; 58,56; dan 61,21 HRC. Akan tetapi, pada reduksi 31,72 % nilai kekerasan cenderung turun menjadi 59,46 HRC. Karakteristik peningkatan nilai kekerasan pada baja laterit paduan NiCrMn adalah sesuai dengan yang terjadi pada baja AISI 4340 yang memiliki struktur awal ferit-perlit dengan bentuk butiran equiaxial, dimana setelah dilakukan deformasi panas berubah menjadi *elongated grains* yang memicu peningkatan kekerasan [16]. Penurunan nilai kekerasan dari baja laterit paduan NiCrMn pada reduksi tertinggi disebabkan menurunnya suhu austenisasi saat dilakukan tempa. Kondisi ini membuat struktur austenit dalam baja laterit tidak sempat bertransformasi menjadi martensit, sehingga membentuk austenit sisa [17].

3.5 Nilai Uji Impak Baja Laterit Paduan NiCrMn Hasil Tempa Panas

Gambar 9 menunjukkan grafik yang menghubungkan antara persen reduksi yang diberikan terhadap nilai kekuatan impact yang diperoleh pada baja laterit paduan NiCrMn hasil tempa panas pada berbagai variasi beban. Grafik pada Gambar 9, menunjukkan bahwa nilai impact pada baja laterit paduan NiCrMn setelah proses tempa panas dengan persen

reduksi 0% ;18,02 %; dan 31,02 % cenderung meningkat dengan nilai impact sebesar 0,099; 0,166; dan 0,21 J/mm^2 .



Gambar 9. Grafik hubungan antara persentase reduksi dengan nilai impact pada baja laterit paduan NiCr hasil tempa panas $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$

Tingginya kemampuan baja laterit paduan NiCrMn menyerap energi selain didukung oleh struktur yang terbentuk juga adanya unsur-unsur paduan Ni, Cr dan Mn yang meningkatkan sifat mampu serap energi atau ketangguhan sebagai stabilisasi austenit [20]. Akan tetapi, pada reduksi 31,72% terjadi penurunan kemampuan menyerap energi pada baja laterit paduan NiCrMn dengan nilai impact yang diperoleh sebesar 0,19 J/mm^2 . Pengaruh dari kualitas hasil cor baja laterit paduan NiCrMn yang masih memiliki porositas atau *microvoid* mengakibatkan material menjadi rapuh sehingga kemampuan menyerap energi menjadi berkurang [21-22].

4. KESIMPULAN

Dari penelitian yang telah dilakukan pada baja laterit paduan NiCrMn hasil pengecoran dan *converting* dilanjutkan dengan homogenisasi pada $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ selama 1 jam dan proses tempa panas pada $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ dengan variasi beban tempa 50; 75 dan 100 ton atau persen reduksi 18,02%; 31,02%; dan 31,72% dapat disimpulkan bahwa material memiliki komposisi kimia sesuai dengan acuan standar AISI 4340 dengan modifikasi paduan Mn dan Cr yang cukup tinggi. Kekerasan dan kekuatan impact cenderung meningkat sampai reduksi ukuran 31,02% yaitu sebesar 61,21 HRC dan 0,21 J/mm^2 , dimana peningkatan sifat mekanik dan kekuatan impact didukung oleh struktur yang terbentuk yaitu *fine martensite lath* serta bentuk butir setelah deformasi panas berubah menjadi *elongated grains*. Selain itu unsur

paduan Ni, Cr dan Mn juga mendukung meningkatkan kemampuan menyerap energi pada baja laterit paduan NiCrMn. Penurunan kekerasan menjadi 59,46 HRC dan nilai impak 0,19 J/mm² pada reduksi tertinggi sebesar 31,72% disebabkan kualitas bahan pengecoran awal yang masih memiliki porositas atau *microvoid* akibat pendinginan cetakan tidak optimal, serta terbentuknya austenit sisa setelah proses tempa panas dan pendinginan dalam media oli.

UCAPAN TERIMA KASIH

Penulis mengucapkan terima kasih kepada Pusat Penelitian Metalurgi dan Material - LIPI yang telah mendanai penelitian ini melalui kegiatan Kompetensi Inti tahun 2017. Ucapan terimakasih juga diberikan kepada para teknisi Keltian Baja dan Dr. Ika Kartika atas bimbingan dan diskusi dalam penulisan makalah ini.

DAFTAR PUSTAKA

- [1] W. Astuti, Z. Zulhan, A. Shofi, K. Isnugroho, F. Nurjaman, dan E. Prasetyo, "Pembuatan nickel pig iron (Npi) dari bijih nikel laterit indonesia menggunakan mini blast furnace," *Pros. InSINas*, 2012, pp. 66-71.
- [2] E. Herianto, "Kupola udara panas untuk memproduksi NPI (*nickel pig iron*) dari bijih nikel laterit," *Maj. Metal.*, vol. 28, no. 2, pp. 121-130, 2013.
- [3] B. Bandanadaja, "Modifikasi dan pengembangan baja komersial AISI 4340 menjadi baja tahan peluru," *J. PPT* vol. viii, no. 1, pp. 669-680, 2010.
- [4] A. G. O. M. N. Bassim, "Shear strain localisation and fracture in high strength structural materials," *Manuf. Eng.*, vol. 31, no. 2, pp. 69-74, 2008.
- [5] H. Chen, D. Zhao, Q. Wang, Y. Qiang, dan J. Qi, "Effects of impact energy on the wear resistance and work hardening mechanism of medium manganese austenitic steel," *Friction*, vol. 5, no. 4, pp. 447-454, 2017.
- [6] P. K. Jena, P. S. P, dan S. K. K., "Effect of tempering time on the ballistic performance of a high strength armour steel," *Rev. Mex. Trastor. Aliment.*, vol. 14, no. 1, pp. 47-53, 2016.
- [7] Yusuf dan E. Herianto, "Pembuatan besi nugget dari pasir besi dan bijih besi laterit: tantangan dan kemungkinan keberhasilannya," *Maj. Metal.*, vol. 23, no. 2, pp. 25-29, 2008.
- [8] B. M. Gurumurthy, Y. M. Shivaprakash, G. S. M. C, S. S. Sharma, dan A. Kini, "Comparative studies on mechanical properties of AISI 4340 high-strength alloy steel under time-quenched and austempered conditions," *International Journal of Research in Engineering and Technology*, no. 4, pp. 530-535, 2015.
- [9] S. Herbirowo, B. Adjiantoro, dan T. B. Romijarso, "Effects of austenitizing and forging on mechanical properties of MIL A-12560/AISI 4340 steel," *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, 2017, vol. 202, p. 12084.
- [10] S. H. Atapek, "Development of a new armor steel and its ballistic performance," *Def. Sci. J.*, vol. 63, no. 3, pp. 271-277, 2013.
- [11] M. Jahazi dan B. Eghbali, "The influence of hot forging conditions on the microstructure and mechanical properties of two microalloyed steels," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 113, pp. 594-598, 2001.
- [12] D. Jeddi dan H. P. Lieurade, "Effect of retained austenite on high cycle fatigue behavior of carburized 14NiCr11 steel," *Procedia Eng.*, vol. 2, no. 1, pp. 1927-1936, 2010.
- [13] ASTM A 370, "Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products," A10.13, pp.18-25, 1992.
- [14] Steel and tube, "High tensile steel-AISI 4340," *stainless.steelandtube.co.nz*, 2012. [Online] Available: <http://stainless.steelandtube.co.nz/wp-content/uploads/2014/06/HighTensileSteel4340.pdf>. [Accessed: 13 Maret, 2018].
- [15] O. Bogdan, "Numerical analysis of casting technology and a-segregation prediction in AISI 4340 forgings products 1 introduction 2 the mathematical model to simulate the solidification process," *Industrial Soft Pub*, pp. 1-12, 2010.
- [16] S. V. Sajadifar, G. G. Yapici, M. Ketabchi, dan B. Bemanizadeh, "High temperature deformation behavior of 4340 steel: Activation energy calculation and modeling of flow response," *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 20, no. 12, pp. 133-139, 2013.
- [17] H. Hou, L. Qi, dan Y. H. Zhao, "Materials science & engineering an effect of austenitizing temperature on

- the mechanical properties of high-strength maraging steel,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 587, pp. 209-212, 2013.
- [18] S. Herbirowo dan B. Adjiantoro, “Characteristic of mechanical and morphological properties of hot rolled laterite steel with variety of size reduction,” *Solid State Phenom.*, vol. 266, pp. 8-12, 2017.
- [19] M. Y. Hasbi, D. P. Malau, dan B. Adjiantoro, “Pengaruh variasi reduksi terhadap kekerasan dan strukturmikro baja laterit melalui pengerolan panas,” *Pros. Semnastek*, no.1, 2016, pp. 1-8.
- [20] G. R. Ebrahimi dan M. Javdani, “Effect of thermo-mechanical parameters on microstructure and mechanical properties of microalloyed steels,” *Brazilian J. Phys.*, vol. 40, no. 4, pp. 454-458, 2010.
- [21] H. Karbasian dan A. E. Tekkaya, “A review on hot stamping,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 15, pp. 2103-2118, 2010.
- [22] P. Taylor, A. Babakhani, dan S. M. R. Ziaei, “Materials and manufacturing processes the microstructure and mechanical properties of hot forged vanadium microalloyed steel the microstructure and mechanical properties of hot forged vanadium microalloyed steel,” *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 27, no. 2, pp. 135-139, 2012.



KARAKTERISASI TINGKAT DEGRADASI SUPERALLOY UDIMET 520 PADA SUDU PUTAR TURBIN PEMBANGKIT LISTRIK TENAGA GAS

Dewa Nyoman Adnyana

Jurusan Teknik Mesin, Fakultas Teknologi Industri
Institut Sains dan Teknologi Nasional (ISTN)
Jl. Moh Kahfi II, Jagakarsa, Jakarta Selatan 12640
E-mail: adnyanadn@yahoo.com

Masuk Tanggal : 06-06-2018, revisi tanggal : 08-06-2018, diterima untuk diterbitkan tanggal 08-06-2018

Intisari

Sudu putar turbin tingkat pertama pada sebuah unit pembangkit listrik tenaga gas (PLTG) dengan kapasitas terpasang 130 MW telah dioperasikan selama lebih dari 50.000 jam. Material sudu turbin dibuat dari paduan *superalloy* berbasis Ni dengan spesifikasi Udimet 520. Selama pengoperasiannya, sudu turbin diperkirakan mengalami degradasi akibat sejumlah mekanisme kegagalan yang terjadi seperti: *thermal aging*, *creep*, fatik, korosi, dan/atau erosi. Pengujian yang dilakukan ini bertujuan untuk menentukan tingkat degradasi dan kelayakan sudu turbin untuk kelanjutan pengoperasiannya di waktu yang akan datang. Sebuah sudu turbin tingkat pertama dilepas dari rotor unit PLTG untuk digunakan dalam pengujian ini. Beberapa pengujian yang dilakukan meliputi analisa kimia, uji metalografi, uji kekerasan dan uji ketahanan mulur (*creep*). Hasil pengujian menunjukkan bahwa material sudu turbin belum mengalami perubahan yang berarti pada morfologi strukturmikro akibat *thermal aging*, baik pada matrik fasa austenit (γ) dan partikel/presipitat fasa *gamma prime* (γ') Ni_3 (Al,Ti) maupun pada fasa karbida. Disamping itu tingkat ketahanan mulur material sudu turbin terlihat masih lebih tinggi jika dibandingkan dengan sifat ketahanan mulur minimum material standar Udimet 520. Lebih jauh, tingkat degradasi akibat korosi dan/atau oksidasi yang terjadi pada permukaan luar sudu turbin pada umumnya masih tergolong rendah. Pada kondisi ini secara aplikasi di lapangan sudu turbin masih layak pakai.

Kata Kunci: UDIMET 520, sudu turbin, *gamma prime* (γ'), karbida

Abstract

First stage rotating blades of a gas turbine power plant having design capacity of 130 MW have been in operation for more than 50.000 hours. The blade material was made of Udimet 520, a Ni- based superalloys. During its operation, the turbine blades may have been subjected to degradation due to several damage mechanisms such as thermal aging, creep, fatigue, corrosion and/or erosion. The aim of this examination was to determine the degree of degradation and the possibility of future service continuation of the turbine blades. A post-service first stage turbine blade was dismantled from the engine rotor and used for examination. Various laboratory examinations were performed including chemical analysis, metallographic examination, hardness testing and creep testing. Results of the examination obtained showed that the turbine blade material has not been experiencing some significant morphology change in microstructure due to thermal aging, either on the matrix austenite phase (γ) and precipitate of *gamma prime* (γ') or on the carbide phase particles. In addition, the level of creep resistance of the turbine blade material was still higher than the minimum creep property of the Udimet 520. Furthermore, the degree of degradation due to corrosion and/or oxidation occurred on most of the blade exterior in general was considered low. Based on this condition, the first stage gas turbine blades were considered serviceable.

Keywords: UDIMET 520, turbine blade, *gamma prime* (γ'), carbide

1. PENDAHULUAN

Sudu putar tingkat pertama merupakan komponen yang kritis pada turbin gas dari sebuah unit pembangkit listrik tenaga gas (PLTG). Dalam operasi, sudu turbin mengalami temperatur dan tegangan yang tinggi sehingga dapat menimbulkan berbagai mekanisme degradasi dan berpotensi dapat mengurangi umur layan turbin gas tersebut. Studi menunjukkan bahwa mekanisme kerusakan yang sering terjadi pada sudu turbin gas adalah kegagalan akibat *thermal aging*, mulur (*creep*), fatik, korosi, dan/atau erosi [1]-[6]. Mekanisme kegagalan tersebut biasanya berkaitan antara satu dengan lainnya dan dapat terjadi secara simultan.

Dalam beberapa tahun terakhir ini upaya untuk meningkatkan daya dan efisiensi PLTG terus dilakukan dengan menaikkan temperatur operasi turbin [1],[7]-[8]. Untuk itu material yang digunakan pada sudu turbin harus memiliki ketahanan yang tinggi terhadap berbagai mekanisme kegagalan tersebut di atas. Salah satu jenis material yang dewasa ini banyak digunakan untuk sudu putar turbin gas adalah paduan super berbasis nikel (Ni-based superalloys). Dalam berbagai hasil studi menunjukkan bahwa superalloy berbasis Ni memiliki beberapa mekanisme penguatan yang ditimbulkan oleh efek multi fasa [1],[4]. Yang pertama adalah penguatan yang terjadi pada matrik fasa austenit (γ) yang merupakan larutan padat logam Ni dengan beberapa unsur pepadu seperti Cr, Co, Mo, W dan/atau Ta. Penguatan yang kedua adalah karena pembentukan presipitat fasa γ' (gamma prime) yang merupakan fasa intermetalik $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$. Sedangkan penguatan yang ketiga berasal dari pembentukan partikel fasa karbida dan/atau perubahan bentuk serta ukuran butiran fasa austenit. Jenis karbida yang terbentuk dapat berupa karbida primer (MC) yaitu merupakan fasa karbida dengan unsur-unsur seperti Ti, Ta, atau lainnya, atau berupa karbida sekunder dalam bentuk M_{23}C_6 . Berbagai studi telah dilakukan untuk mempelajari proses perlakuan panas (*heat treatment*) pada superalloy berbasis Ni terhadap pembentukan fasa γ' dan fasa karbida yang dapat meningkatkan sifat

mekanis serta ketahanan mulur paduan tersebut untuk aplikasi pada sudu turbin gas [6],[9].

Pengaruh temperatur tinggi yang terjadi pada superalloy dalam jangka waktu yang lama (seperti halnya yang terjadi pada pengoperasian sudu turbin gas) dapat menimbulkan perubahan pada morfologi fasa atau strukturmikro superalloy tersebut, yaitu terjadi pembesaran pada ukuran presipitat γ' disamping terjadi pembentukan karbida sekunder (M_{23}C_6) yang tipis pada batas butir fasa austenit yang bersifat getas. Perubahan morfologi strukturmikro ini sering disebut sebagai *thermal aging* dan biasanya disertai dengan penurunan sifat mekanis serta ketahanan mulur (*creep*). Degradasi akibat *thermal aging* tersebut selanjutnya dapat memicu terjadinya kegagalan pada superalloy seperti pemuluran, fatik (*thermo-mechanical fatigue*), *stress-corrosion*, atau lainnya. Berbagai studi telah dilakukan untuk mempelajari hubungan antara degradasi metalurgi akibat *thermal aging* terhadap mekanisme kegagalan yang terjadi pada superalloy tersebut di atas serta upaya untuk memperpanjang umur layan material turbin gas tersebut [2],[6],[8].

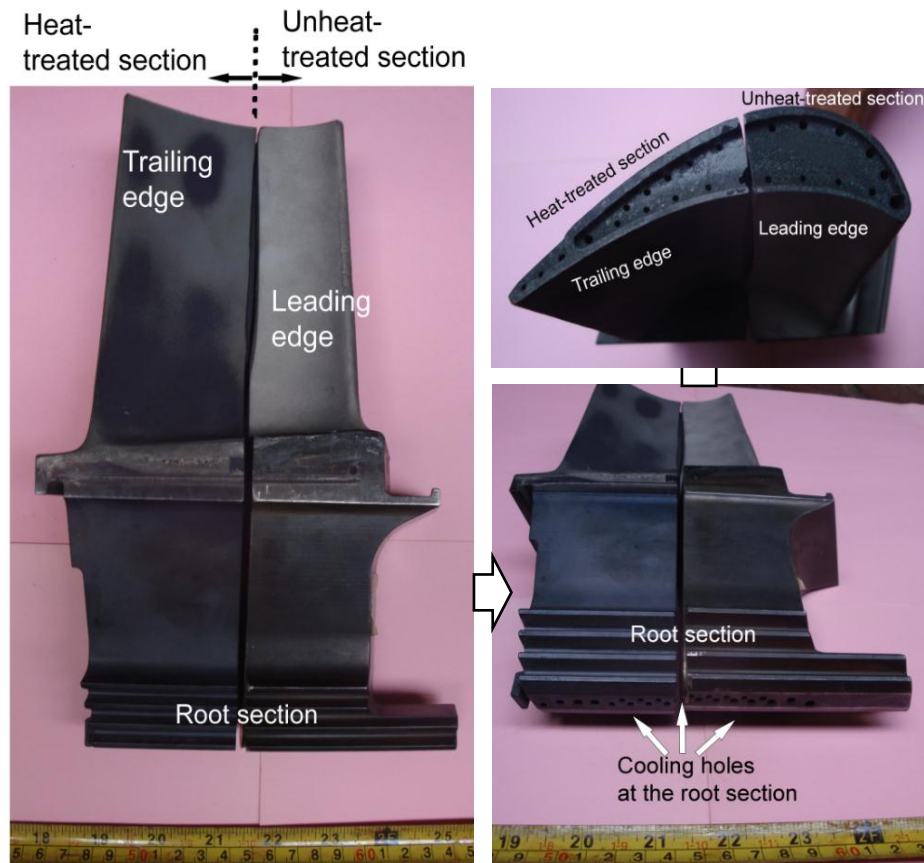
Tujuan dari penelitian ini adalah menentukan tingkat degradasi yang mungkin telah terjadi pada superalloy Udimet 520 komponen sudu putar tingkat pertama turbin gas dilihat dari perubahan strukturmikro dan sifat mekanis serta ketahanan mulur yang terjadi sehingga dapat ditentukan apakah sudu turbin tersebut masih layak untuk dilanjutkan pengoperasiannya (*serviceable*), atau masih dapat diperbaiki/direkondisi (*repairable*), atau bahkan sudah saatnya harus dilakukan penggantian (*replacement*). Sudu putar turbin gas tersebut telah dioperasikan selama lebih dari 50.000 jam dengan kapasitas terpasang 130 MW.

2. PROSEDUR PERCOBAAN

Sudu turbin yang digunakan dalam penelitian ini (lihat Gambar 1) dipotong atau dibelah menjadi 2 (dua) bagian pada arah memanjang. Belahan pertama merupakan bagian yang tidak diberi

perlakuan panas (*heat treatment*), sedangkan belahan kedua merupakan bagian yang telah diberi perlakuan panas. Adapun perlakuan panas yang telah diberikan meliputi proses pemanasan (*solution heating*) pada temperatur 1120 °C selama 2 jam di dalam tungku vakum dan setelah itu didinginkan di dalam tungku. Seperti terlihat pada Gambar 1, belahan pertama yang tidak diberi perlakuan panas

merupakan bagian sisi *leading edge*, sedangkan belahan kedua yang telah diberi perlakuan panas merupakan bagian sisi *trailing edge*. Seperti terlihat pada Gambar 1, sudu turbin dilengkapi dengan sejumlah lubang udara pendingin (*cooling holes*) yang memanjang dari sisi bagian bawah (*root section*) hingga menembus ke permukaan sisi bagian atas (*tip or upper section*).



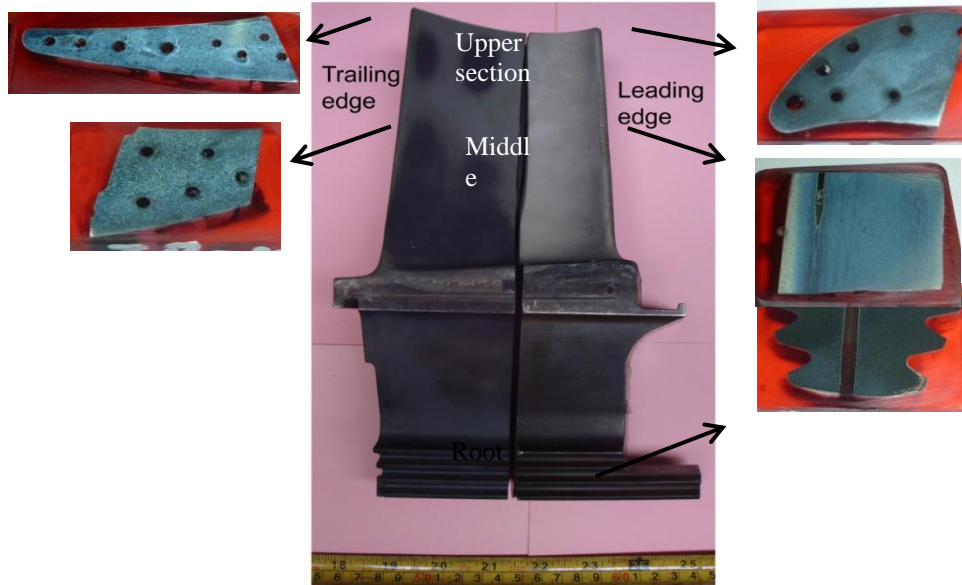
Gambar 1. Sudu turbin UDIMET 520 tingkat pertama yang telah dibelah menjadi 2 (dua) bagian pada arah memanjang. Belahan pertama pada *leading edge* tidak diberi perlakuan panas (*unheat-treated section*), sedangkan belahan kedua pada *trailing edge* telah diberi perlakuan panas (*heat treated section*)

Dalam pengujian ini, sejumlah sampel uji dipotong dari sudu turbin gas, baik pada bagian yang tidak diberi perlakuan panas maupun pada bagian yang telah diberi perlakuan panas seperti yang ditunjukkan pada Gambar 2. Sejumlah pengujian telah dilakukan meliputi: analisa kimia, uji metalografi, uji kekerasan dan uji mulur (*creep*). Analisa kimia dilakukan menggunakan *optical spark emission spectrometer*. Tujuannya adalah untuk menentukan apakah material sudu turbin

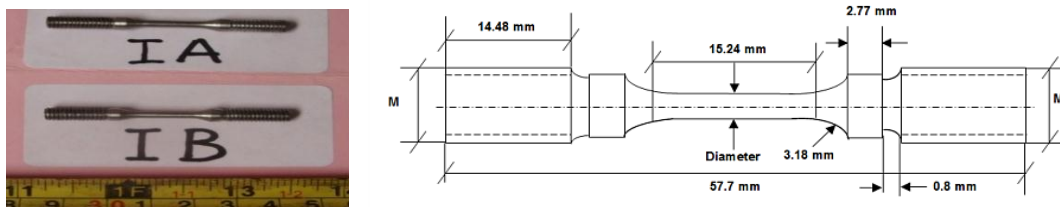
gas tersebut sesuai dengan spesifikasi. Untuk uji metalografi, pengujian dilakukan menggunakan mikroskop optik pada berbagai pembesaran. Sampel uji metalografi di *mounting* menggunakan epoxy dan dipersiapkan dengan penggerindaan/pengampelasan, pemolesan dan pengetsaan. Etsa yang digunakan adalah larutan Kalling's [10]. Uji kekerasan dilakukan pada sampel yang sama untuk pengujian metalografi menggunakan metode Vicker's pada beban 10 kg (HV

10). Selanjutnya uji creep dilakukan menggunakan prosedur yang mengacu pada ASTM E-139 [11], dimana temperatur uji $802^{\circ}\text{C}\pm 3^{\circ}\text{C}$, tegangan uji minimum 50.000

psi atau 345 MPa dan lama pengujian minimum 100 jam. Adapun geometri dan dimensi sampel uji mulur adalah seperti yang ditunjukkan pada Gambar 3.



Gambar 2. Lokasi pemotongan sample untuk pengujian metalografi dan uji kekerasan sudu turbin baik pada sisi *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas maupun pada sisi *trailing edge* yang diberi perlakuan panas



Gambar 3. Geometri dan dimensi benda uji *creep* material sudu turbin pada lokasi arah memanjang dan sejajar dengan sudu turbin (IA: sisi *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas; IB: sisi *trailing edge* yang diberi perlakuan panas)

3. HASIL DAN DISKUSI

3.1 Analisa Komposisi Kimia

Hasil analisa kimia material sudu putar turbin tingkat pertama ditunjukkan pada Tabel 1 dan dibandingkan dengan material standar menurut spesifikasi Udimet 520 dan Udimet 710 [1],[12]. Terlihat bahwa kadar unsur atau elemen yang terkandung pada material sudu turbin ternyata tidak seluruhnya sesuai dengan kadar unsur-unsur dari Udimet 520. Dari hasil analisa menunjukkan bahwa ada beberapa unsur yang lebih

tinggi dibandingkan dengan material standar Udimet 520 seperti Cr, Ti dan W. Terutama kadar Cr ternyata memperlihatkan tingkat perbedaan yang cukup signifikan, yaitu dari kadar nominal 19% yang dipersyaratkan menurut Udimet 520 mencapai hingga 25,2% Cr. Sedangkan unsur-unsur yang menunjukkan kadar yang sedikit lebih rendah dibandingkan dengan Udimet 520 adalah Co dan Mo. Perbedaan kadar unsur-unsur yang ditunjukkan pada Tabel 1 tersebut menandakan bahwa material sudu turbin yang diteliti ini

ternyata tidak sepenuhnya sesuai dengan spesifikasi Udimet 520 dan karenanya diperkirakan dapat mempengaruhi karakteristik material sudu turbin gas tersebut. Secara umum diketahui bahwa peningkatan kadar Cr, Ti dan W dapat

meningkatkan kekuatan paduan super berbasis Ni melalui efek *solid solution hardening* dan pembentukan partikel karbida, disamping juga dapat memperbaiki sifat ketahanan korosi dan/atau oksidasi.

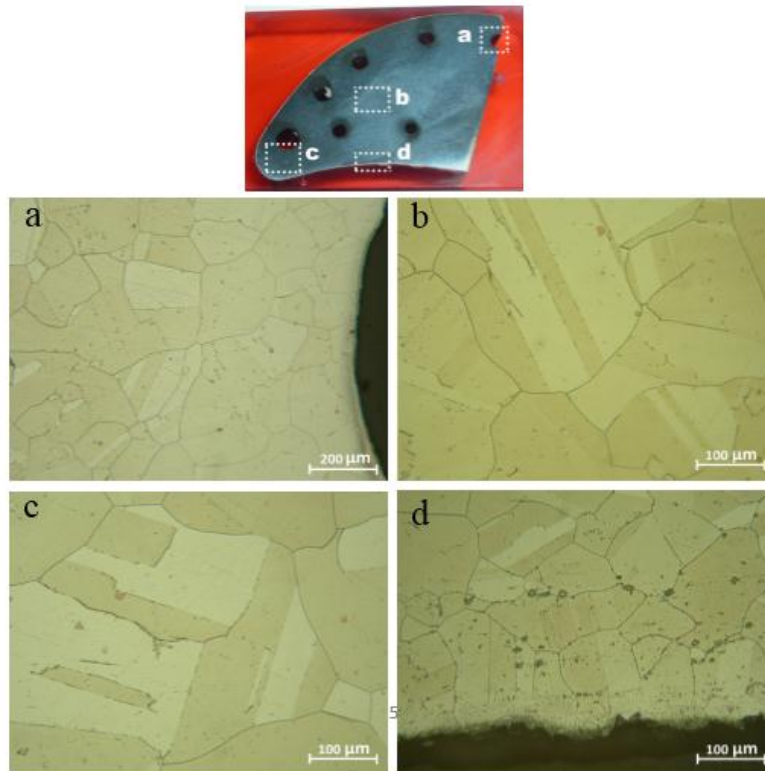
Tabel 1. Hasil analisa komposisi kimia material sudu putar turbin tingkat pertama dibandingkan dengan material standar

Elemen	% Berat		
	Material Sudu Putar	Standar Material	
		Udimet 520	Udimet 710
Ni	49,6	Balance	Balance
Cr	25,2	19	18
Co	10,4	12	15
Mo	5,01	6	3
W	1,40	1	1,5
Al	1,51	2	2,5
Ti	4,69	3	5
C	0,0608	0,05	0,07
B	-	0,005	0,020
Si	0,0346	-	-
Mn	0,0469	-	-
Cu	1,48	-	-
Fe	0,200	-	-
Hf	0,146	-	-
Ta	0,241	-	-
Zr	0,0293	-	-

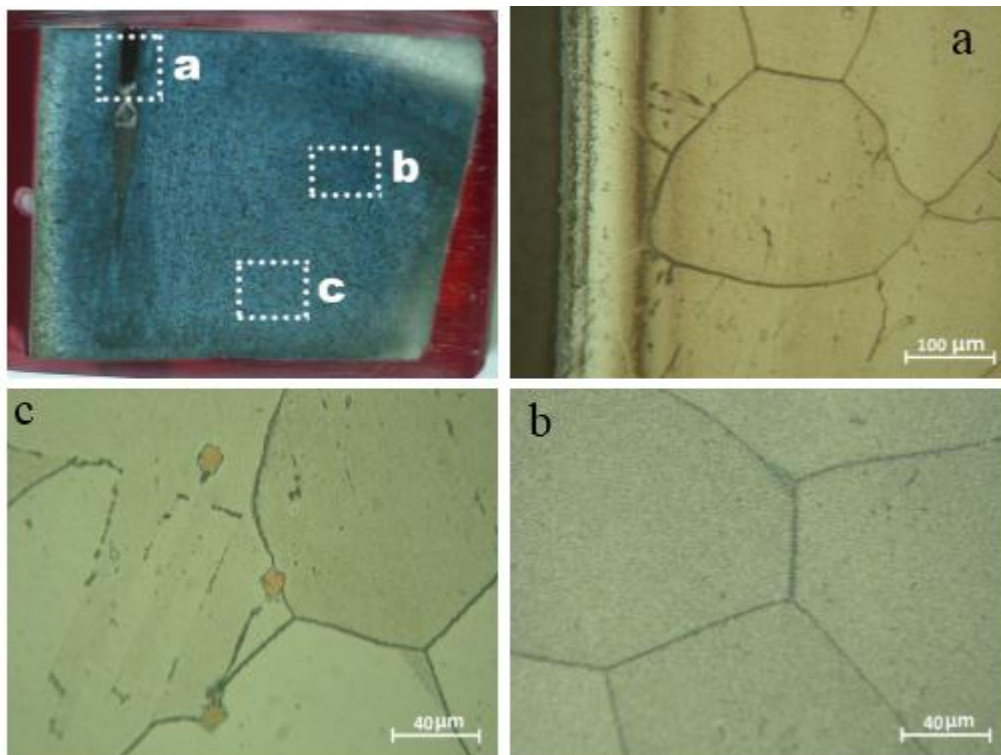
3.2 Hasil Uji Metalografi dan Analisis

Sejumlah sampel uji telah dipotong di beberapa lokasi pada bagian *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas, yaitu meliputi bagian atas (*tip or upper section*), bagian tengah (*middle section*) dan bagian bawah (*root section*). Beberapa diantara strukturmikro yang diperoleh ditunjukkan pada Gambar 4 s.d Gambar 6. Secara keseluruhan, strukturmikro yang diperoleh terdiri dari matrik fasa austenit γ dengan sejumlah kembaran (*twin boundaries*) yang relatif cukup jelas. Struktur dengan pola seperti ini menandakan bahwa material sudu turbin gas yang terbuat dari paduan super berbasis Ni telah mengalami proses anil sebelumnya, baik pada saat proses pembuatan maupun saat pengoperasian pada suhu tinggi. Disamping itu pada sebagian strukturmikro juga ditemukan adanya pembentukan partikel karbida (*metal carbide*), tetapi dengan jumlah yang sangat rendah. Dari strukturmikro yang diperoleh juga menunjukkan bahwa pembesaran partikel atau presipitat fasa

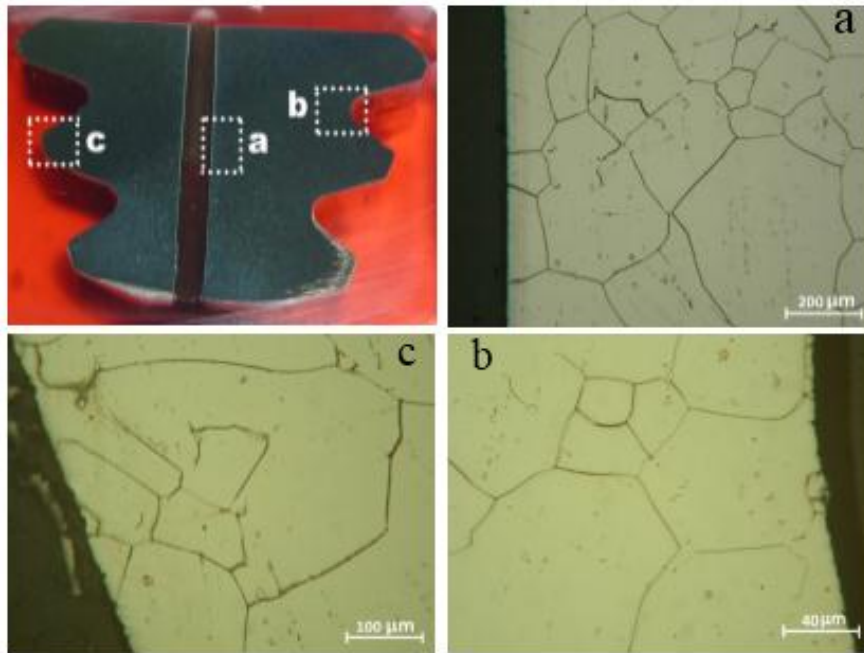
intermetalik γ' (*gamma prime*) Ni₃ (Al,Ti) (yang menandakan telah terjadinya *thermal aging* akibat temperatur operasi) diperkirakan belum terjadi secara signifikan, kecuali pada lokasi yang berada didekat permukaan luar atau permukaan dalam *leading edge* yang terpapar oleh suhu yang tinggi. Disamping itu, pembentukan *creep cavities* pada daerah yang mengalami temperatur yang lebih tinggi seperti pada permukaan luar atau pada permukaan dalam dari *leading edge* diperkirakan telah terjadi yaitu dalam bentuk *isolated creep cavities* walau dalam jumlah yang relatif masih rendah. Demikian pula pada dinding lubang pendingin pada umumnya sudah terjadi pembentukan lapisan oksida akibat proses oksidasi walaupun tebal lapisan oksida yang terjadi diperkirakan masih tipis (kurang dari 0,05 mm). Disamping itu degradasi akibat korosi yang terjadi pada permukaan luar sudu turbin pada umumnya tidak terlihat dengan jelas.



Gambar 4. Strukturmikro yang diperoleh pada material UDIMET yang diambil pada sudu turbin bagian atas (*upper section*) sisi *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas pada lokasi a, b, c dan d. Etsa Kalling's



Gambar 5. Strukturmikro yang diperoleh pada material UDIMET yang diambil pada sudu turbin bagian tengah (*middle section*) sisi *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas pada lokasi a, b, dan c. Etsa Kalling's

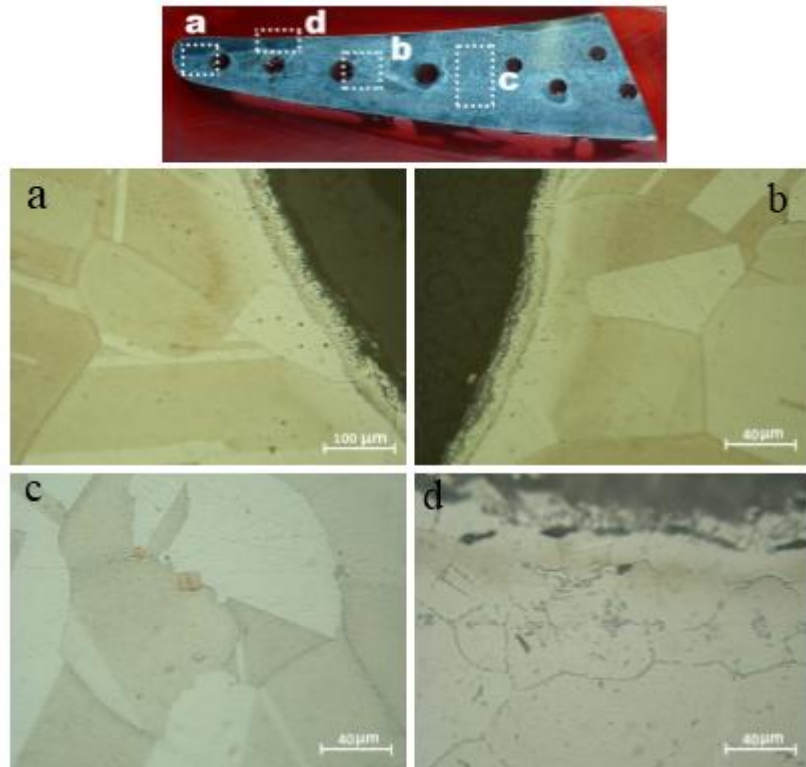


Gambar 6. Strukturmikro yang diperoleh pada material UDIMET yang diambil pada sudu turbin bagian bawah (*root section*) sisi *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas pada lokasi a, b, dan c. Etsa Kalling's

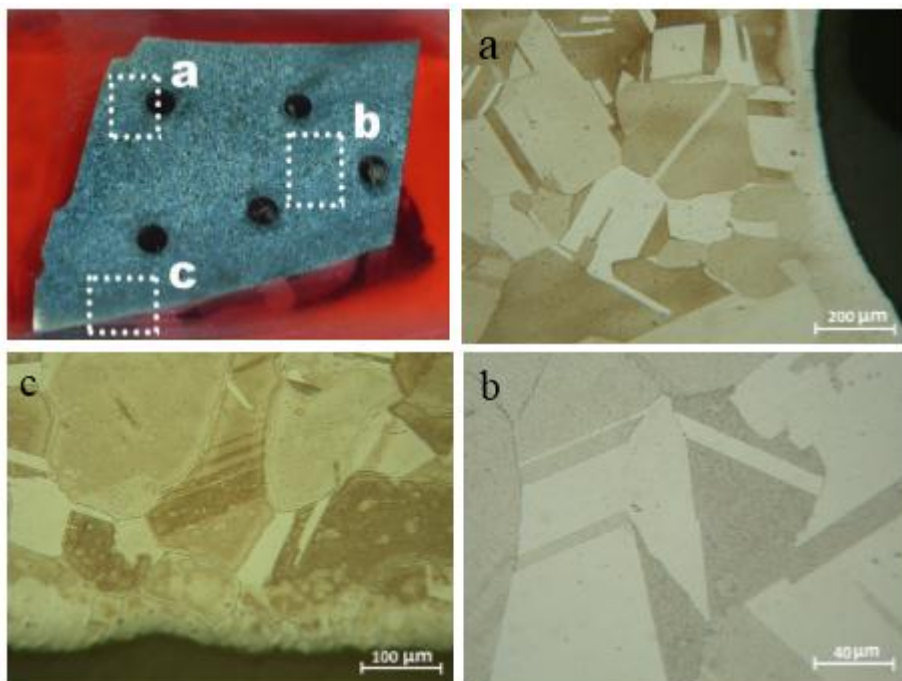
3.2.1 Strukturmikro pada Bagian *Trailing Edge* yang telah Diberi Perlakuan Panas

Strukturmikro yang diperoleh pada bagian *trailing edge* yang telah diberi perlakuan panas ditunjukkan pada Gambar 7 dan Gambar 8, yaitu Gambar 7 untuk bagian atas (*tip or upper section*), sedangkan Gambar 8 untuk bagian tengah (*middle section*). Secara umum, strukturmikro yang diperoleh memperlihatkan pola yang lebih jelas dibandingkan dengan strukturmikro pada bagian *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas, baik pada matrik fasa austenit γ maupun pada struktur kembaran (*twin boundaries*). Hal ini menandakan bahwa material atau paduan super berbasis Ni dari sudu turbin dibagian ini diperkirakan telah mengalami proses

rekristalisasi pada saat dilakukannya perlakuan panas sehingga mengakibatkan hampir seluruh partikel γ' (*gamma prime*) $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ yang terbentuk saat pengoperasian sebelumnya mengalami pelarutan kembali kedalam matrik fasa austenit [9],[13]. Demikian pula jumlah partikel karbida yang terbentuk diperkirakan telah mengalami penurunan dibandingkan dengan kondisi tanpa perlakuan panas. Perubahan morfologi strukturmikro ini diperkirakan dapat memperbaiki sifat mekanik material sudu turbin. Sedangkan lapisan oksida yang terbentuk, baik pada permukaan luar maupun pada dinding lubang udara pendingin diperkirakan tidak mengalami penebalan yang berarti sehingga masih memungkinkan untuk tidak dilakukan proses rekondisi.



Gambar 7. Strukturmikro yang diperoleh pada material UDIMET yang diambil pada sudu turbin bagian atas (*upper section*) sisi *trailing edge* yang telah diberi perlakuan panas pada lokasi a, b, c dan d. Etsa Kalling's



Gambar 8. Strukturmikro yang diperoleh pada material UDIMET yang diambil pada sudu turbin bagian tengah (*middle section*) sisi *trailing edge* yang telah diberi perlakuan panas pada lokasi a, b, dan c. Etsa Kalling's

3.3 Hasil Uji Kekerasan dan Analisis

Pengujian kekerasan dengan metode Vickers (HV) telah dilakukan pada seluruh sampel yang dibuat dan hasil yang diperoleh disajikan pada Tabel 2. Nilai kekerasan material sudu turbin dibagian *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas pada umumnya menunjukkan nilai rata-rata yang hampir sama, yaitu 359,71 HV (atau 36,5 HRC) untuk bagian bawah (*root section*), 360 HV (atau 36,6 HRC) untuk bagian tengah (*middle section*), dan 369,86 HV (atau 37,6 HRC) untuk bagian atas (*tip or upper section*). Sedangkan nilai kekerasan material sudu turbin di bagian *trailing edge* yang telah diberi perlakuan

panasp ada umumnya menunjukkan nilai rata-rata yang lebih rendah dibandingkan dengan material sudu turbin di bagian *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas. Nilai kekerasan rata-rata di bagian *trailing edge* yang telah diberi perlakuan panasa dalah 319,71 HV (atau 32,1 HRC) untuk bagian atas (*tip or upper section*) dan 320,71 HV (atau 32,3 HRC) untuk bagian tengah (*middle section*), dimana nilai kekerasan ini adalah hampir sama dengan nilai kekerasan material menurut spesifikasi Udimet 520 yaitu sekitar 319,7 HV (atau 32,27 HRC) [12].

Tabel 2. Hasil uji kekerasan material sudu turbin tingkat pertama menggunakan metode Vickers (HV)

Kode Sample	Nilai Kekerasan (HV)							Rata-Rata
	Titik Uji							
	1	2	3	4	5	6	7	
AR	367	353	367	371	353	349	358	359,71
AT	345	386	381	376	358	376	367	369,86
AM	349	358	349	386	358	362	358	360,00
BT	328	317	321	321	321	313	317	319,71
BM	328	306	313	332	332	317	317	320,71

Catatan: Nilai Kekerasan material pembanding Udimet 520 = 319,7 HV atau 32,27 HRC

Keterangan: A~ tanpa perlakuan panas; B~ diberi perlakuan panas
R = *root section*; T = *tip or upper section*; M = *middle section*

3.4 Hasil Uji Mulur dan Analisis

Uji mulur dilakukan pada material UDIMET sampel IA dan IB, dimana sampel IA diambil pada bagian *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas, dan sampel IB diambil pada bagian *trailing edge* yang telah diberi perlakuan panas. Uji mulur dilakukan hingga waktu pengujian mencapai di atas 100 jam. Sampel IA diuji pada suhu 800 °C dengan tegangan uji 380,5 MPa selama 105 jam, sedangkan sampel IB diuji pada suhu 802 °C dengan tegangan uji 389,02 MPa selama 117 jam. Kedua sampel IA dan IB tidak putus selama waktu pengujian tersebut. Hasil pengujian kedua sampel IA dan IB tersebut disajikan dalam Tabel 3. Apabila data hasil uji mulur seperti pada Tabel 3 dibandingkan dengan data dari literatur [1], maka didapat perbandingan seperti yang ditunjukkan pada

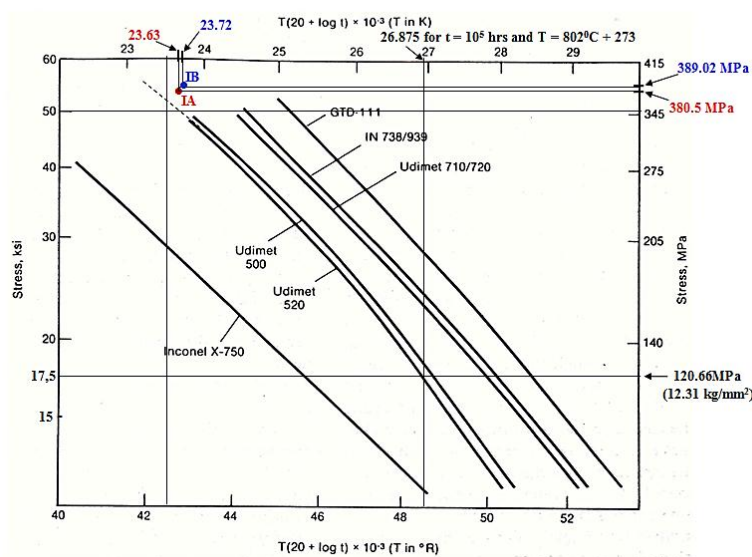
Gambar 9. Terlihat bahwa kedua titik uji sampel IA dan IB berada diatas grafik minimum paduan Udimet 520. Dan apabila pengujian mulur tersebut dilakukan hingga sampel uji putus (*creep-rupture test*), maka waktu atau lama pengujian (t) akan bertambah panjang sehingga nilai Parameter Larson-Miller yaitu $LMP = (°C+273) (20+\log t)$ akan bertambah. Dengan demikian data titik uji IA dan IB seperti yang diperlihatkan pada Gambar 9 akan bergeser semakin kekanan menjauhi grafik batas minimum dari material Udimet 520. Hal ini menunjukkan bahwa tingkat ketahanan mulur material sudu turbin tingkat pertama yang diuji ini diperkirakan masih dalam kondisi yang cukup baik yaitu masih berada di atas sifat ketahanan mulur minimum dari material Udimet 520. Dari

Gambar 9 juga terlihat bahwa pemberian ketahanan mulur pada material sudu turbin. perlakuan panas dapat meningkatkan

Tabel 3. Hasil uji mulur material sudu turbin tingkat pertama

	Kode Sample	
	IA (sebelum perlakuan panas)	IB (sesudah perlakuan panas)*)
d ₀ (mm)	3,10	3,7
L ₀ (mm)	14,98	15,51
A ₀ (mm ²)	7,54	7,40
F (kg)	292,60	293,55
σ (kgf/mm ²)	38,81 (380,5 MPa)	39,68 (389,02 MPa)
T (°C)	800	802
t (jam)	105	117
LMP	23,63 X 10 ³	23,72 X 10 ³

Catatan /*:)
 Perlakuan panas: *Solution heating* 1120 °C ± 8 °C – 2 jam
 (in vacuum furnace)



Gambar 9. Parameter Larson-Miller (LMP) untuk berbagai jenis paduan sudu turbin gas dan perbandingan dengan hasil uji mulur material sudu turbin gas tingkat pertama (IA untuk bagian *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas, dan IB untuk bagian *trailing edge* yang telah diberi perlakuan panas)

4. KESIMPULAN

Komposisi kimia material sudu turbin tingkat pertama tidak seluruhnya sesuai dengan komposisi kimia material menurut spesifikasi Udimet 520. Ada beberapa unsur yang terkandung pada material sudu turbin

tingkat pertama seperti Cr, Ti dan W menunjukkan kadar yang lebih tinggi dibandingkan dengan material menurut standar Udimet 520, terutama kadar Cr yang nilainya cukup tinggi hingga

mencapai 25,2% dari kadar Cr nominal menurut Udimet 520 yaitu sebesar 19%. Selain itu ada juga beberapa unsur yang kadarnya relatif lebih rendah dari pada kadar nominal menurut Udimet 520, yaitu Co dan Mo. Strukturmikro material sudu turbin tingkat pertama yang tidak diberi heat treatment pada umumnya masih cukup baik, walau diperkirakan sudah terjadi *thermal aging* pada tingkatan yang relatif masih rendah seperti terjadinya pembentukan dan pembesaran partikel/presipitat *gamma prime* Ni₃(Al,Ti). Pembentukan *creep cavities* yang merupakan *mechanical damage* diperkirakan juga sudah mulai terjadi pada tingkatan yang masih rendah atau awal dan itupun terjadi secara lokal terutama di bagian permukaan sudu turbin yang terpapar langsung oleh suhu operasi dan lingkungan gas hasil pembakaran (*flue gas*). Demikian juga pada bagian lubang pendingin diperkirakan tidak/belum terjadi proses oksidasi yang berarti.

Strukturmikro material sudu turbin tingkat pertama yang telah diberi perlakuan panas diperkirakan telah mengalami perbaikan atau peningkatan dimana tingkat degradasi yang terjadi akibat *thermal aging* diperkirakan telah berkurang. Peningkatan atau perbaikan strukturmikro pada material sudu turbin tingkat pertama setelah diberi perlakuan panas juga ditandai dengan penurunan tingkat atau nilai kekerasan material sudu turbin dibandingkan dengan material sudu turbin yang tidak diberi perlakuan panas sehingga diperkirakan dapat meningkatkan sifat ketangguhan (*fracture toughness*) material sudu turbin. Sifat ketahanan mulur material sudu turbin tingkat pertama diperkirakan masih cukup baik, baik dalam kondisi sebelum maupun sesudah diberi perlakuan panas, dan diperkirakan masih berada diatas sifat ketahanan mulur minimum dari material standar Udimet 520. Tingkat degradasi akibat korosi dan/atau oksidasi yang terjadi pada permukaan luar sudu turbin pada umumnya masih relatif rendah.

UCAPAN TERIMA KASIH

Penulis mengucapkan terima kasih kepada Ketua dan seluruh Dosen Jurusan Teknik

Mesin, Fakultas Teknologi Industri, Institut Sains dan Teknologi Nasional (ISTN) atas dukungan dan kerjasama yang baik yang diberikan dalam penulisan makalah ini.

DAFTAR PUSTAKA

- [1] R. Viswanathan, "Damage mechanisms and life assessment of high temperature components," *ASM International*, Metals Park, Ohio, pp. 415-476, 1989.
- [2] ASM Handbook, "Failure analysis and prevention," *ASM International*, Material Park, Ohio, vol. 11, pp. 263-273, 1998.
- [3] H. M. Liacy, S. Abouali, dan M. A. Garakani, "Failure analysis of a first stage gas turbine blade," *Engineering Failure Analysis*, vol. 18, pp. 517-522, 2011.
- [4] S. Kargarnejed, dan F. Djavanroodi, "Failure assessment of nimonic 80A gas turbine blade," *Engineering Failure Analysis*, vol. 26, pp. 211-219, 2012.
- [5] W. Mktouf, dan K. Sai, "An investigation of premature fatigue failures of gas turbine blades," *Engineering Failure Analysis*, vol. 8, pp. 89-101, 2015.
- [6] S. Rani, "Common failures in gas turbine blade: A critical review," *IJESRT (International Journal of Engineering Sciences and Research Technology)*, vol. 7, no. 3, pp. 799-803, 2018.
- [7] V. Cuffaro, F. Cura, dan R. Sesana, "Advanced Life Assessment Methods for Gas Turbine Engine Components," *Procedia Engineering*, vol. 74, pp. 129-134, 2014.
- [8] V. A. Bazhenov, A. I. Gulyar, S. O. Piskunov, dan A. A. Shkrye, "Gas Turbine Blade Service Life Assessment with Account of Fracture Stage," *Strength of Materials*, vol. 40, no. 5, pp. 518-524, 2008.
- [9] M. Attarian, R. Khoshmanesh, S. Natesh dan P. Davami, "Microstructural evaluation and fracture mechanism of failed IN738LC gas turbine blade," *Case*

- Studies in Engineering Failure Analysis*, vol. 1, pp. 85-94, 2013.
- [10] ASM Handbook, "Metallography and microstructures," *ASM International*, Materials Park, Ohio, vol. 9, pp. 279-296, 1995.
- [11] ASTM E-139, "Standard test methods for conducting creep, creep-rupture, and stress-rupture tests of metallic materials," *ASTM International*, vol. 3, pp. 25-39, 2010.
- [12] Advanced Materials and Processes, "Guide to engineered materials," *ASM International*, Metals Park, Ohio, pp. 90-100, 2002.
- [13] A. H. Mustafa, "Characterization of failed first-stage turbine blade cooling passage of gas turbine engine," *J. Fail. Anal. Preven*, vol. 15, no. 2, pp. 258-265, 2015.

Indeks Penulis

A

Azwar Manaf, 1

B

Bintang Adjiantoro, 32

D

Dewa Nyoman Adnyana, 1

Dedi, 1

E

Efendi Mabruri, 1

Eni Sugiarti, 25

F

Fatayalkadri Citrawati, 32

M

Mochamad Syaiful Anwar, 1

N

Novrita Idayanti, 1

R

Resetiana Dwi Desiati, 25

Rizky Dwisaputro, 1

Rusnaldy, 1

S

Safitry Ramandhany, 25

Satrio Herbirowo, 32

Indeks Kata

A

AISI 410, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7
AISI 4340, 32, 33, 35, 37, 38, 39
alloy, 32, 33
austenitized, 1
austenisasi, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7
austenite phase, 1, 2

B

baja laterit, 32, 33
baja, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8
based superalloy, degradation, 2

C

carbide phase, 1, 2
corrosion, 1, 7
creep, 1, 2, 40, 41, 42, 44, 48, 49, 50

D

damage mechanism, 2
degradasi, 1, 40, 41, 44, 50

F

fasa austenit, 1, 40, 44, 46
fasa gamma prime, 1
fasa karbida, 1, 40

G

gamma prime, 1, 2, 40, 44, 46, 50

H

heat-treatment, 1, 41, 42, 46, 48, 50
hot forging, 32, 33, 34, 39

I

ImageJ, 25, 26, 27, 6, 7, 8, 9

K

karat, 1, 2, 6, 8
korosi, 1, 2, 5, 6, 7, 8

L

lateritic steels, 32, 33

M

magnet, 1
magnets, 1, 2, 3, 4, 7, 8, 9, 13, 14, 15, 16, 17
martensitic, 1, 7, 8
martensitik, 1, 2, 6
material, 1, 2, 4, 5, 6, 9, 10, 11, 13
mechanical properties, 32, 33, 39
microstructure, 1, 7, 8, 32, 33, 39
milling, 25, 26, 27, 28, 6, 7, 9

N

nanocomposite, 2, 15, 16, 17
nanokomposit, 1
Ni, 1, 2, 40, 43, 44, 46
NiCrAl, 25, 26, 27, 28, 6, 7, 8
NiCrMn, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38

P

paduan, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38
particle size, 26
partikel, 25, 26, 27, 28, 6, 7, 8
penempaan panas, 32, 33

R

reactive element, 26

reaktif elemen, 25, 26, 28, 8

S

sifat mekanis, 32, 33

spring magnet, 1, 2, 4, 7, 8, 9, 10, 11, 12

stainless steels, 1

struktur mikro, 1, 32, 33, 35, 36, 37

sudu turbin, 1, 41, 42

T

tempering, 1, 3, 4, 6, 7

thermal aging, 1, 2, 40, 44, 50

turbine blade first stage, 2



PANDUAN BAGI PENULIS

1. Penulis yang berminat menyumbangkan hasil karyanya untuk dimuat di dalam majalah Metalurgi, diharuskan mengirim naskah asli dalam bentuk final baik *hardcopy* atau *softcopy* (dalam file doc), disertai form pernyataan bahwa naskah tersebut belum pernah diterbitkan atau tidak sedang menunggu penerbitannya dalam media tertulis manapun.
2. Penulis diminta mencantumkan nama tanpa gelar (nama ditulis panjang, tidak disingkat), afiliasi kedudukan dan alamat emailnya setelah judul karya tulisnya, dan ditulis dengan Times New Roman (TNR), jarak 1 spasi, font 12.
3. Naskah harus diketik dalam TNR font 11 dengan satu (1) spasi. Ditulis dalam bentuk *hardcopy* dengan kertas putih dengan ukuran A4 pada satu muka saja. Setiap halaman harus diberi nomor dan diusahakan tidak lebih dari 30 halaman
4. Naskah dapat ditulis dalam bahasa Indonesia atau bahasa Inggris, harus disertai dengan judul yang cukup ringkas dan dapat melukiskan isi makalah secara jelas. Judul ditulis dalam **bahasa Indonesia dan bahasa Inggris** dengan huruf kapital menggunakan TNR font 16 dan ditebalkan. Untuk yang berbahasa Indonesia, usahakanlah untuk meminimalisir penggunaan bahasa asing.
5. Isi naskah terdiri dari Judul Naskah, Nama Penulis (ditulis panjang, tidak disingkat) dan Institusi beserta email, Intisari/Abstract, Pendahuluan, Prosedur Percobaan, Hasil Percobaan, Pembahasan, Kesimpulan, Daftar Pustaka, dan Ucapan Terimakasih. Pakailah bahasa yang baik dan benar, singkat tapi jelas, rapi, tepat dan informatif serta mudah dicerna/dimengerti. Sub-sub judul ditulis dengan huruf kapital pada setiap awal kata (TNR font 11 **Bold**), misalnya :
 - 1. PENDAHULUAN (SMALL CAPS)**
 - 1.1 Perangkat Lunak (TNR)**
 - 2. PROSEDUR PERCOBAAN**, dan seterusnya.
6. Naskah harus disertai intisari pendek dalam bahasa Indonesia dan abstract dalam bahasa Inggris ditulis TNR 10 jarak 1 spasi diikuti dengan kata kunci/keyword s ditulis tebal.



Keywords : kata kunci terdiri dari 3 sampai 4 kata atau frasa dipisahkan dengan koma

Isi dari intisari/abstract merangkum secara singkat dan jelas tentang :

- Tujuan dan ruang lingkup litbang
 - Metoda yang digunakan
 - Ringkasan hasil
 - Kesimpulan
7. Isi pendahuluan menguraikan secara jelas tentang;
- Masalah dan ruang lingkup
 - Status ilmiah dewasa ini
 - Hipotesis
 - Cara pendekatan yang diharapkan
 - Hasil yang diharapkan
8. Tata kerja/prosedur percobaan ditulis secara jelas sehingga dapat dipahami langkah - langkah percobaan yang dilakukan.
9. Hasil dan pembahasan disusun secara rinci sebagai berikut :
- Data yang disajikan telah diolah, dituangkan dalam bentuk tabel atau gambar, serta diberi keterangan yang mudah dipahami. Penulisan keterangan tabel diletakkan di atas tabel, rata kiri dengan TNR 10 dengan spasi 1. Akhir keterangan tabel dan gambar tidak diberi tanda titik. Untuk Tabel dan Gambar dalam bentuk grafik tidak dalam bentuk pdf.
Contoh : Tabel 1. Harga kekerasan baja SS 316L
 - Penulisan keterangan gambar ditulis di bawah gambar, rata kiri dengan TNR 10 jarak 1 spasi, format “*in line with text*”. Akhir keterangan tidak diberi tanda titik.
Contoh : Gambar 1. Strukturmikro baja SS 316L
 - Pada bagian pembahasan terlihat adanya kaitan antara hasil yang diperoleh dengan konsep dasar dan atau hipotesis
 - Kesesuaian atau pertentangan dengan hasil litbang lainnya
 - Implikasi hasil litbang baik secara teoritis maupun penerapan



METALURGI

MAJALAH ILMU DAN TEKNOLOGI

PUSAT PENELITIAN METALURGI DAN MATERIAL - LIPI

www.ejurnalmaterialmetalurgi.com

10. Kesimpulan dijelaskan dalam bentuk NARASI.
11. Penggunaan singkatan atau tanda-tanda diusahakan untuk memakai aturan nasional atau internasional. Apabila digunakan sistem satuan maka harus diterapkan Sistem Internasional (SI).
12. Kutipan atau Sitasi
 - Penulisan kutipan ditunjukkan dengan membubuhkan angka sesuai urutan.
 - Angka kutipan ditulis sebelum tanda akhir kalimat dengan spasi, dengan tanda kurung siku dan tidak ditebalkan.
 - Jika menyebut nama, maka angka kutipan langsung dibubuhkan setelah nama tersebut, dan tidak perlu memakai catatan kaki.
 - Urutan dalam Daftar Pustaka ditulis sesuai dengan nomor urut kutipan dalam naskah.
13. Pustaka berjumlah minimal 10 buah dengan tingkat kebaruan 5 (lima) tahun terakhir dari naskah yang diajukan.
14. Penyitiran pustaka dilakukan dengan memberikan nomor di dalam tanda kurung. Daftar pustaka itu sendiri dicantumkan pada bagian akhir dari naskah. Susunan penulisan dari pustaka menggunakan standard **IEEE** sebagai berikut :

Electronic Documents

E-books

- [1] L. Bass, P. Clements, and R. Kazman, Software Architecture in Practice, 2nd ed. Reading, MA: Addison Wesley, 2003. [E-book] Available: Safari e-book.

Article in Online Encyclopedia

- [2] D. Ince, "Acoustic coupler," in A Dictionary of the Internet. Oxford University Press, [online document], 2001. Available: Oxford Reference Online, <http://www.oxfordreference.com> [Accessed: May 24, 2007].

Journal Article Abstract (accessed from online database)

- [1] M. T. Kimour and D. Meslati, "Deriving objects from use cases in real-time embedded systems," Information and Software Technology, vol. 47, no. 8, p. 533, June 2005. [Abstract]. Available: ProQuest, <http://www.umi.com/proquest/>. [Accessed November 12, 2007].



Journal Article in Scholarly Journal (published free of charge on the Internet)

- [2] A. Altun, "Understanding hypertext in the context of reading on the web: Language learners' experience," *Current Issues in Education*, vol. 6, no. 12, July, 2005. [Online serial]. Available: <http://cie.ed.asu.edu/volume6/number12/>. [Accessed Dec. 2, 2007].

Newspaper Article from the Internet

- [3] C. Wilson-Clark, "Computers ranked as key literacy," *The Atlanta Journal Constitution*, para. 3, March 29, 2007. [Online], Available: <http://www.thewest.com.au>. [Accessed Sept. 18, 2007].

Internet Documents

Professional Internet Site

- [1] European Telecommunications Standards Institute, "Digital Video Broadcasting (DVB): Implementation guide for DVB terrestrial services; transmission aspects," European Telecommunications Standards Institute, ETSI-TR-101, 2007. [Online]. Available: <http://www.etsi.org>. [Accessed: Nov. 12, 2007].

General Internet Site

- [2] J. Gerald, "Sega Ends Production of Dreamcast," *vnunet.com*, para. 2, Jan. 31, 2007. [Online]. Available: <http://nli.vnunet.com/news/1116995>. [Accessed Sept. 12, 2007].

Personal Internet Site

- [3] G. Sussman, "Home Page-Dr. Gerald Sussman," July, 2002. [Online]. Available: <http://www.comm.edu.faculty/sussman/sussmanpage.htm>. [Accessed Nov. 14, 2007].

Email

- [4] J. Aston. "RE: new location, okay?" Personal email (July 3, 2007).

Internet Newsgroup

- [5] G. G. Gavin, "Climbing and limb torsion #3387," USENET: sci.climb.torsion, August 19, 2007. [Accessed December 4, 2007].

Books

Single Author

- [1] W. K. Chen, *Linear Networks and Systems*. Belmont, CA: Wadsworth Press, 2003.



Edited Book

- [2] J. L. Spudich and B. H. Satir, Eds., *Sensory Receptors and Signal Transduction*. New York: Wiley-Liss, 2001.

Selection in an Edited Book

- [3] E. D. Lipson and B. D. Horwitz, "Photosensory reception and transduction," in *Sensory Receptors and Signal Transduction*, J. L. Spudich and B. H. Satir, Eds. New York: Wiley-Liss, 2001, pp-1-64.

Three or More Authors

- [4] R. Hayes, G. Pisano, and S. Wheelwright, *Operations, Strategy, and Technical Knowledge*. Hoboken, NJ: Wiley, 2007.

Book by an Institutional or Organizational Author

- [5] Council of Biology Editors, *Scientific Style and Format: The CBE Manual for Authors, Editors, and Publishers*, 6th ed., Chicago: Cambridge University Press, 2006.

Patent/Standard

- [9] K. Kimura and A. Lipeles, "Fuzzy controller component," U. S. Patent 14, 860,040, 14 Dec., 2006.

Paper Published in Conference Proceedings

- [12] J. Smith, R. Jones, and K. Trello, "Adaptive filtering in data communications with self improved error reference," In *Proc. IEEE International Conference on Wireless Communications '04*, 2004, pp. 65-68.

Papers Presented at Conferences (unpublished)

- [13] H. A. Nimr, "Defuzzification of the outputs of fuzzy controllers," presented at 5th International Conference on Fuzzy Systems, Cairo, Egypt, 2006.

Thesis or Dissertation (unpublished)

- [14] H. Zhang, "Delay-insensitive networks," M. S. thesis, University of Chicago, Chicago, IL, 2007.

Article in Encyclopedia, Signed

- [15] O. Singh, "Computer graphics," in *McGraw-Hill Encyclopedia of Science and Technology*, New York: McGraw-Hill, 2007, pp. 279-291.



Journal Articles

Article in Journal (paginated by annual volume)

- [8] K. A. Nelson, R. J. Davis, D. R. Lutz, and W. Smith, "Optical generation of tunable ultrasonic waves," *Journal of Applied Physics*, vol. 53, no. 2, Feb., pp. 1144-1149, 2002.

Article in Professional Journal (paginated by issue)

- [9] J. Attapangittya, "Social studies in gibberish," *Quarterly Review of Doublespeak*, vol. 20, no. 1, pp. 9-10, 2003.

Article in Monthly or Bimonthly Periodical

- [10] J. Fallows, "Networking technology," *Atlantic Monthly*, Jul., pp. 34-36, 2007.

Article in Daily, Weekly, or Biweekly Newspaper or Magazine

- [11] B. Metcalfe, "The numbers show how slowly the Internet runs today," *Infoworld*, 30 Sep., p. 34, 2006.

15. Ucapan terimakasih yang menunjukkan pendanaan penelitian dan apresiasi **WAJIB DICANTUMKAN** dan ditulis dengan huruf kapital TNR font 12 dan ditebalkan. Isi dari ucapan terimakasih ditulis dengan TNR 11 dan spasi 1.
16. Naskah yang dinilai kurang tepat untuk dimuat di dalam majalah akan dikirim kembali kepada penulis. Saran-saran akan diberikan apabila ketidak tepatan tersebut hanya disebabkan oleh format atau cara penyajian.
17. Penulis bertanggung jawab penuh atas kebenaran naskahnya.
18. Setiap penerbitan tidak ada dua kali atau lebih penulis utama yang sama. Apabila ada, salah satu naskah penulis utama tersebut ditempatkan pada penulis kedua.

Tangerang Selatan, Juli 2017

Redaksi Majalah Metalurgi

TULIS JUDUL BAHASA INDONESIA
TULIS JUDUL BAHASA INGGRIS
Penulis Pertama^{a,*}, Penulis Kedua^{a, b}, Penulis Ketiga^b

^aInstitusi Penulis Pertama

Alamat Institusi, Kota, Negara Kode Pos

^bInstitusi Penulis Kedua

Alamat Institusi, Kota, Negara

Intisari

Tulis intisari disini

Kata Kunci: kata kunci terdiri dari 3 sampai 5 kata atau frasa dipisahkan dengan koma.

Abstract

Write your abstract here.

Keywords: keywords contain three to five words/phrases separated with coma.

1. PENDAHULUAN

Gaya selingkung ini dibuat sebagai panduan penulis membuat naskah. Panduan ini tersedia secara on-line di *panduan penulis*. <http://ejournalmaterialmetalurgi.com/index.php/metalurgi/about/submissions#authorGuidelines>. Penulis diperbolehkan untuk memodifikasi panduan ini untuk tujuan penyerahan naskah.

2. TATA KELOLA NASKAH

Penulis yang berminat menyumbangkan hasil karyanya untuk dimuat di dalam majalah Metalurgi, diharuskan mengirim naskah asli dalam bentuk final dalam bentuk (*doc, docx*), disertai dengan pernyataan bahwa naskah tersebut belum pernah diterbitkan atau sedang menunggu penerbitannya dalam media tertulis manapun. Naskah ditulis dalam bahasa Indonesia atau bahasa inggris dan diserahkan melalui online. Penulis diharuskan untuk log-in untuk dapat menyerahkan naskah. Registrasi online tidak dipungut biaya.

A. Perangkat Lunak Word

Penulis diminta mencantumkan nama tanpa gelar, afiliasi kedudukan dan alamat emailnya setelah judul karya tulisnya, dan ditulis dengan *Times New Roman* (TNR), jarak 1 spasi, font 12. Naskah terdiri dari tidak lebih dari 2.000 kata dan naskah tidak lebih dari 10 halaman termasuk

gambar dan tabel. Naskah ditulis dengan menggunakan perangkat lunak Microsoft Office (.doc/docx) atau Open Office (.odt). Naskah disiapkan dengan menggunakan dokumen A4 (21cm x 29.7 cm) menggunakan 2.5 cm untuk batas dalam dan 2 cm untuk batas atas, bawah dan luar. Tidak perlu untuk membuat nomor, karena akan diatur kembali dalam proses pra cetak.

B. Format Penulisan

Judul dan intisari ditulis dalam satu kolom sedangkan tulisan utama ditulis dengan menggunakan 2 kolom. Judul tidak lebih dari 15 kata, *Title case, small caps, centerd, bold*, tipe *Times new Roman*, font ukuran 16 dan spasi tunggal.

Abstrak ditulis sebanyak dengan menggunakan font 10 TNR, Spasi tunggal, tidak lebih dari 300 kata. Kata kunci dibuat *justified*, 10 TNR, spasi tunggal. Tulisan utama ditulis dengan menggunakan 1 kolom, baris pertama indent 5 mm. Teks utama dibuat dalam 2 kolom dengan margin dalam 1 cm, *justified*, 11 TNR, dan spasi tunggal.

C. Heading Section

Heading section dibuat 4 tingkatan. Level 5 tidak diperkenankan.

1. Kepala Seksi 1

Heading level 1 ditulis dalam *title case, small caps, left aligned, bold, 14 TNR, single spaced, and Roman numbered* diakhiri oleh titik.

2. Heading Level 2

Heading 2 ditulis dalam *title case, left aligned, bold, 11 TNR, single spaced, Capital numbered* diakhiri oleh titik.

3. Heading Level 3

Heading 3: ditulis dalam *title case, left aligned, italic, 11 TNR, single spaced, numbered by number* diikuti oleh titik.

1. Heading level 4

Heading 4 tidak direkomendasikan, bila diperlukan format sebagai berikut: *sentence case, left indent 5 mm, hanging indent 5 mm, italic, 11 TNR, single spaced, numbered* dengan titik.

2. Heading Level 5

Level 5 tidak diperkenankan.

3. STRUKTUR PENULISAN

Naskah harus dimulai dengan judul, abstrak, kata kunci, dan teks utama terdiri atas, Pendahuluan, Prosedur Percobaan, Hasil dan Pembahasan, dan Kesimpulan; dan diikuti oleh Ucapan Terima Kasih dan Daftar Pustaka. Dalam bahasa Inggris teks terdiri atas: *Introduction, Method/Material, Result and Discussion, and Conclusion; followed by acknowledgement and References.*

D. Judul

Judul naskah harus padat dan informatif. Hindari singkatan dan formula jika memungkinkan. Judul dapat mengungkapkan kebenaran ilmiah dengan bahasa ilmiah yang logis atau memiliki landasan berpikir yang masuk akal dan betul. Nama penulis tidak perlu untuk mengikutsertakan jabatan.

E. Intisari

Abstrak ditulis dengan menggunakan font 10 TNR, Spasi tunggal, tidak lebih dari 300 kata. Intisari dibuat padat, *factual*, dan harus menggambarkan secara umum isi dari naskah. Hindari daftar pustaka dalam pembuatan intisari. Terkadang intisari ditampilkan tersendiri oleh karena itu harus dapat berdiri sendiri. Hindari singkatan yang tidak umum, akan tetapi jika diperlukan maka singkatan tersebut harus didefinisikan terlebih dahulu.

F. Kata Kunci

Kata kunci harus menghindari kata umum dan makna jamak dapat disandingkan dengan singkatan: hanya singkatan yang sudah umum

dan diterima yang dapat ditampilkan. Kata kunci digunakan dalam proses indeks.

G. Pendahuluan

Memberikan pernyataan mengenai tujuan dari aktivitas/pekerjaan dan memberikan latar belakang yang relevan dengan aktivitas/pekerjaan yang dinyatakan dalam naskah. Pendahuluan menjelaskan bagaimana penulis menyelesaikan masalah dan menjelaskan secara jelas tujuan dari kajian yang dilakukan. Pendahuluan harus diawali dengan satu gejala/topik/bidang/subjek yang menjadi perhatian. Pendahuluan juga harus menyatakan pentingnya penelitian disertai informasi awal sebagai pendukung.

H. Prosedur Percobaan

Penggunaan metode ilmiah sesuai dengan jenis penelitian (*eksploratif, deskriptif, korelasional, dan eksplanatori*) yang dilaksanakan dan dijelaskan secara argumentatif. Penggunaan metode penelitian kualitatif, konsep, model, informan, proses iterasi, teknik sintesis *pla data* yang digunakan bersifat informatif secara ilmiah.

I. Hasil dan Diskusi

Hasil berupa data primer temuan (*bentuk kata dan angka*) disajikan secara sistematis dan informatif (*tabel, gambar, dan narasi*) serta dapat dipertanggungjawabkan dan absah. Hasil ditafsirkan, dibandingkan, dikontraskan dengan hasil lain yang sejenis, atau kontribusi penulis terlihat secara nyata.

J. Kesimpulan

Keterbatasan temuan/kesimpulan dinyatakan dengan lugas. Kesimpulan telah menjawab pernyataan penelitian. Terdapat pernyataan bahwa kesimpulan penelitian bersifat final atau sementara.

K. Ucapan Terima Kasih

Apabila penelitian/pengkajian/tinjauan ilmiah didanai oleh sponsor, maka pihak sponsor harus mengizinkan publikasi ilmiah serta telah diberikan pengakuan.

4. PERSIAPAN NASKAH

L. Gambar

Gambar sebisa mungkin dalam format *grayscale* dan jika disajikan dalam warna, harus dapat dibaca ketika dicetak dalam *grayscale*. Penyajian gambar dalam warna harus

merupakan gambar dengan kualitas minimum 300 dpi dengan tipe warna RGB.

Caption dalam bentuk nomor (numbered) dengan ukuran huruf 9 TNR dan spasi tunggal. Judul gambar menggambarkan secara jelas gambar yang diberikan.

Usahakan teks didalam gambar seminimum mungkin akan tetapi jelaskan semua simbol dan singkatan yang digunakan dalam teks atau catatan tersendiri. Semua huruf dan simbol harus dapat dibaca dengan jelas dan mempunyai ukuran proporsional. Ukuran normal huruf atau simbol dalam gambar normal 7 pt dan tidak lebih kecil dai 6 pt. Gambar harus dijelaskan dengan jelas dalam paragraf berikutnya.

Untuk tujuan editing, gambar dengan kualitas tinggi sangat diperlukan (>300 dpi). Usahakan dalam pembahasan gambar tidak memberikan pernyataan “gambar diatas” atau “gambar dibawah” hal ini dikarenakan dalam proses editing tata letak akan diatur kemudian.

Tabel 1. Table Caption

Parameter	Unit
Massa, m_s	1 (kg)
Reducer, c	1,81(Ns/m) ^a
Stiffness, k_s	22.739,57(N/m) ^b

^afootnote^bfootnote

N. Rumus, Persamaan Matematika dan Reaksi Kimia

Persamaan matematika, rumus, dan reaksi kimia harus dapat ditulis dengan jelas, dibuat urut dengan nomor, diikuti oleh informasi yang diperlukan dan menjelaskan persamaan, rumus, atau reaksi kimia tersebut. Persamaan matematika, rumus dan reaksi kimia disajikan terpisah dari teks.

$$f(x) = a_0 + \sum_{n=1}^{\infty} \left(a_n + b_n \sin \frac{n\pi x}{L} \right) \quad (1)$$

dimana $f(x)$ merupakan notasi penjelasan, a_0 merupakan notasi penjelasan, dan seterusnya.

O. Pembuatan Daftar Pustaka

Pembuatan referensi direkomendasikan menggunakan software pengelolaan daftar pustaka seperti Endnote atau Mendelay dalam bentuk IEEE style. Daftar pustaka disajikan diakhir naskah dan diberikan penomoran sesuai dengan urutan kemunculan dalam teks. Penulis harus memastikan setiap daftar pustaka yang erdapat pada daftar pustaka dan teks muncul. Nama penulis dapat diacu dengan memastikan bahwa tetap dicantumkan dalam daftar pustaka. Wikipedia, personal blog, atau laman non ilmiah

Diharapkan tidak membuat kotak pada gambar dikecualikan untuk grafik.

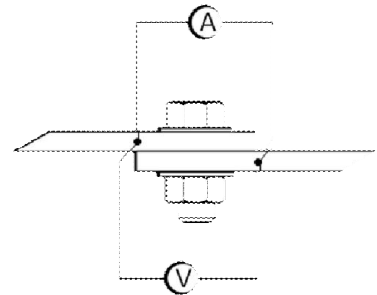


Figure 1. Figure caption

M. Tabel

Nomor tabel disajikan berurutan sesuai dengan urutan penampilan di teks. Hindari garis batas samping. Letakan catatan kaki dibawah setelah tabel dibuat. Pastikan bahwa tabel dan data yang disajikan tidak merupakan duplikasi dari hasil yang telah disajikan pada artikel lain.

tidak diijinkan untuk ditampilkan dalam naskah. Daftar pustaka utama harus 80% daru terbitan 5 tahun kebelakang. Dengan mengutamakan keterbaruan.

Ada dua macam tipe daftar pustaka yaitu elektronik dan non elektronik. Beberapa contoh format tepat untuk beberapa jenis daftar pustaka:

- *Buku*: Penulis, *Judul*, edisi, editor, Kota, negara: Penerbit, tahun, halaman. [1]
- *Bagian buku*: Penulis, “Judul”, dalam *Buku*, edisi, editor, Kota, Negara: Penerbit, tahun, Halaman. [2]
- *Terbitan berkala*: Penulis, “Judul”, *Journal, volume (issue)*, pages, month, year. [3], [4], [5]
- *Prosiding*: Penulis, “Judul”, dalam *Proceeding*, tahun, halaman. [6]
- *Tulisan yang tidak diterbitkan*: Penulis, “Judul”, disajikan dalam Judul seminar/, Kota, Negara, Tahun. [7]
- *Paten atau standar*: Pengarang, “Judul”, nomor paten, bulan/hari, tahun. [8]
- *Laporan Teknis*: Pengarang, “Judul”, Perusahaan, Kota, negara, Laporan Teknis, Bulan, tahun. [9]

Tiga jenis informasi yang dibutuhkan untuk melengkapi daftar pustaka

Three pieces of information are required to complete each reference from electronics sources: 1) protocol or service; 2) location where the item is to be found; and 3) item to be retrieved. Sample of correct formats for electronics source references are as follows:

- *Book*: Author. (year, month day). *Title*. (edition) [Type of medium]. *volume (issue)*. Available: site/path/file. [10]
- *Periodical*: Author. (year, month). *Title*. *Journal*. [Type of medium]. *volume (issue)*, pages. Available: site/path/file. [11]
- *Papers presented at conferences*: Author. (year, month). *Title*. Presented at Conference title. [Type of Medium]. Available: site/path/file. [12]
- *Reports and handbooks*: Author. (year, month). *Title*. Company. City, State or Country. [Type of Medium]. Available: site/path/file. [13]

P. Header, Footer, and Hyperlink

Catatan kaki dan dan nomor akan dihilangkan. Semua hypertext links dan section

REFERENCES (STANDARD IEEE)

- [1] J. W. Park, D. H. Kwak, S. H. Yoon, and S. C. Choi, "Thermoelectric properties of Bi, Nb co-substituted CaMnO_3 at high temperature," *J. Alloys Compd.*, vol. 487, no. 1–2, pp. 550–555, 2009.
- [2] F. P. Zhang, Q. M. Lu, X. Zhang, and J. X. Zhang, "First principle investigation of electronic structure of CaMnO_3 thermoelectric compound oxide," *J. Alloys Compd.*, vol. 509, no. 2, pp. 542–545, 2011.
- [3] J. W. Fergus, "Oxide materials for high temperature thermoelectric energy conversion," *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 32, no. 3, pp. 525–540, 2012.
- [4] D. Prakash, R. D. Purohit, M. Syambabu, and P. K. Sinha, "Development of High Temperature Thermoelectric Materials and Fabrication of Devices," no. 320, pp. 17–25, 2011.
- [5] P. Phaga, a. Vora-Ud, and T. Seetawan, "Invention of Low Cost Thermoelectric Generators," *Procedia Eng.*, vol. 32, pp. 1050–1053, 2012.
- [6] K. R. Poepelmeier, M. E. Leonowicz, J. C. Scanlon, J. M. Longo, and W. B. Yelon, "Structure determination of CaMnO_3 and $\text{CaMnO}_{2.5}$ by X-ray and

bookmarks akan dihilangkan. Jika akan mengacu pada alamat internet maka alamat tersebut harus di tulis lengkap.

5. KESIMPULAN

Panduan penulis ini merupakan versi pertama dari template penulisan untuk penyerahan naskah dalam jurnal Metalurgi. Penulis tidak perlu untuk merubah format dan style tata letak naskah yang telah ditetapkan. Untuk lebih lanjut penulis dapat melihat laman jurnal metalurgi di www.ejurnalmaterialmetalurgi.com atau dapat menghubungi sekretariat di majalah.metalurgi@mail.lipi.go.id

UCAPAN TERIMA KASIH

Panduan untuk daftar pustaka merupakan modifikasi dari Internasional Standards Organization (ISO) documentation system and American Psychological Association (APA) style dan IEEE transaction, Jurnal. Template ini juga mengacu pada panduan yang dibuat oleh Journal MEV.

- neutron methods," *J. Solid State Chem.*, vol. 45, no. 1, pp. 71–79, 1982.
- [7] H. Taguchi, M. Nagao, T. Sato, and M. Shimada, "High-temperature phase transition of $\text{CaMnO}_{3-\delta}$," *J. Solid State Chem.*, vol. 78, no. 2, pp. 312–315, 1989.
- [8] N. Pandey, "Studies on dielectric behaviour of an oxygen ion conducting ceramic - CaMnO_3 ," *Indian J. Eng. Mater. Sci.*, vol. 15, no. April, pp. 191–195, 2008.
- [9] H. . and J. M. L. Horowitz, "PHASE RELATIONS IN THE Ca-Mn-O SYSTEM," *Mat. Res. Bull*, vol. 13, pp. 1359–1369, 1978.
- [11] W. R. R. and a. M. B. Brezny, "ACTIVITY-COMPOSITION RELATIONS IN CaO-MnO SOLID SOLUTIONS AT 1 100- 1300°C," *Mat. Res. Bull*, vol. 5, no. 68, pp. 481–488, 1970.
- [12] Suharno, A. Purwanto, A. Fajar, B. Kurniawan, H. Mugihardjo, and W. A. Adi, "PENENTUAN STRUKTUR MAGNETIK CaMnO_3 DENGAN DIFRAKSI NEUTRON," *J. Sains Mater. Indones.*, pp. 202–205, 2006.

- [13] I. Halikia, L. Zoumpoulakis, E. Christodoulou, and D. Prattis, "Kinetic study of the thermal decomposition of calcium carbonate by isothermal methods of analysis," vol. 1, no. 2, pp. 89–102, 2001.
- [14] L. Biernacki and S. Pokrzywnicki, "The thermal decomposition of manganese carbonate Thermogravimetry and exoemission of electrons," *J. Therm. Anal. Calorim.*, vol. 55, pp. 227–232, 1999.
- [15] K. Qian, Z. Qian, Q. Hua, Z. Jiang, and W. Huang, "Author 's personal copy Structure – activity relationship of CuO / MnO₂ catalysts in CO oxidation."

↑Jika memungkinkan kolom dibuat sama ↑