

# Analisis *Orientation Distribution Function* (ODF) Unsur Nb dan Senyawa Intermetalik Superkonduktor Nb<sub>3</sub>Sn

Kholifatul Aniswatin, Doty Dewi Risanti, dan Andika Widya Pramono  
Jurusan Teknik Fisika, Fakultas Teknologi Industri, ITS  
Jl. Arief Rahman Hakim, Surabaya 60111  
*e-mail*: risanti@ep.its.ac.id

**Abstrak**— Perkembangan tekstur pada bahan polikristal memungkinkan peningkatan sifat fisik bahan, diantaranya superkonduktivitas. Penelitian ini menggunakan pelet Nb-Sn hasil metalurgi serbuk dengan dan tanpa *sintering*. *Sintering* dilakukan pada temperatur 700 °C selama 96 jam. Tekstur Niobium (Nb) murni dan senyawa intermetalik Nb<sub>3</sub>Sn diperoleh dari hasil pengukuran menggunakan XRD Brüker D8 *Advance Goniometer* berupa data *pole figure*, *invers pole figure* dan *orientation distribution function* (ODF). Secara umum, melalui analisa *pole figure*, proses *sintering* mengakibatkan perubahan orientasi distribusi kristal dari orientasi simetris atau acak menjadi orientasi pada arah tertentu. Dari hasil analisa ODF, diperoleh bahwa terdapat kecenderungan orientasi pada arah tertentu akibat kompaksi *uniaxial*. Disamping itu, terjadi perubahan intensitas dan perubahan orientasi akibat proses *sintering*. Berdasarkan analisa ODF, diketahui bahwa Niobium memiliki komponen utama Brass S dan Copper dan komponen penunjang Cube dan Goss. Intensitas maksimal komponen utama tersebut beralih pada S, Brass, Copper saat dilakukan *sintering*. Sedangkan Nb<sub>3</sub>Sn memiliki komponen utama Copper, S, Brass dan komponen penunjang Cube dan Goss. Setelah *sintering*, intensitas maksimal beralih pada komponen Copper, Goss dan Brass dengan intensitas Copper menurun dari 50,4 menjadi 39,3 *multiple of a random distribution* (m.r.d).

**Kata Kunci**— Nb<sub>3</sub>Sn, Metalurgi serbuk, ODF, *Pole Figure*, *Sintering*, Tekstur makro

## I. PENDAHULUAN

Superkonduktor Nb<sub>3</sub>Sn merupakan superkonduktor suhu rendah atau *low temperature superconductors* (LTS). Hal ini dikarenakan suhu kritis (T<sub>c</sub>) Nb-Sn lebih rendah dari titik didih nitrogen yaitu T = 77 K. Suhu kritis merupakan suhu transisi suatu material dari keadaan normal (memiliki resistivitas listrik = R) ke keadaan superkonduktor, yaitu keadaan R = 0. Sifat superkonduktivitas Nb<sub>3</sub>Sn berasal dari pembentukan senyawa intermetalik Nb<sub>3</sub>Sn yang memiliki struktur kristal A15 yang pertama kali ditemukan oleh Matthias dkk pada tahun 1954[1]. Sejak saat itu, penelitian bahan superkonduktor Nb<sub>3</sub>Sn sering dilakukan karena kemampuannya membawa rapat arus yang besar melebihi NbTi serta memiliki kemampuan super berdasarkan medan magnetnya [2].

Superkonduktor Nb<sub>3</sub>Sn telah banyak diaplikasikan pada bidang medan magnet tinggi seperti digunakan sebagai magnet superkonduktor untuk peralatan *nuclear magnetic resonance* (NMR), akselerator partikel dan *plasma confinement* pada aplikasi fusi serta peralatan *magnetic resonance imaging* (MRI) untuk pemindaian kerusakan atau kelainan pada

jaringan lunak tubuh manusia [3]. Kerapatan arus kritis dan medan kritis atas yang tinggi sangat penting untuk aplikasi ini.

Semakin tinggi rapat arus, maka superkonduktivitas semakin bagus. Faktor-faktor yang mempengaruhi sifat superkonduktivitas Nb<sub>3</sub>Sn antara lain desain ingot, komposisi awal, jumlah filamen, tingkat deformasi serta suhu dan waktu laku panas [4]. Perbedaan desain ingot atau bentuk filamen kawat berpengaruh pada ketebalan Nb<sub>3</sub>Sn. Bentuk filamen lingkaran menghasilkan ketebalan Nb<sub>3</sub>Sn yang lebih besar dari pada hexagonal [5,6]. Komposisi awal Nb dan Sn mempengaruhi kestabilan Nb<sub>3</sub>Sn. Nb<sub>3</sub>Sn akan stabil pada komposisi 18-25at% Sn [7]. Tingkat deformasi kawat mempengaruhi keseragaman filamen. Rapat arus dalam tiap elemen akan berkurang apabila filamen mengecil secara lokal. Hal ini memperkecil sifat superkonduktivitasnya [3]. Semakin tinggi suhu dan semakin bertambahnya waktu, ketebalan Nb<sub>3</sub>Sn semakin meningkat, sehingga dapat meningkatkan rapat arus yang dihasilkan [5]. Faktor-faktor tersebut juga berpengaruh pada tekstur Nb<sub>3</sub>Sn yang dihasilkan.

Tekstur suatu bahan, termasuk bahan superkonduktor dapat direpresentasikan dalam bentuk *pole figure* maupun *orientation distribution function* (ODF) [8]. ODF menggambarkan frekuensi kejadian dalam ruang tiga dimensi. Melalui pengumpulan data-data *pole figure* dari pemantulan dan kombinasi *pole figures* didapatkan ODF kristal yang menyusun material secara detail [9]. Dengan mengetahui perubahan tekstur melalui representasi ODF, sifat-sifat material seperti kekuatan, keuletan, ketangguhan, sifat magnet, sifat listrik dan ekspansi termalnya dapat diketahui. Pengaruh tekstur pada sifat-sifat tersebut dieksploitasi pada teknologi bahan untuk memproduksi bahan dengan karakteristik khusus [10]. Penelitian tugas akhir ini terfokus pada perubahan tekstur makro akibat proses deformasi yang terjadi saat proses metalurgi serbuk. Dari penelitian tugas akhir ini diharapkan dapat diketahui distribusi orientasi atau ODF akibat proses deformasi dan laku panas.

## II. URAIAN PENELITIAN

Penelitian tugas akhir ini disusun berdasarkan beberapa tahapan, yaitu proses preparasi sampel dan pengukuran tekstur makro.

### A. Proses Preparasi Sampel

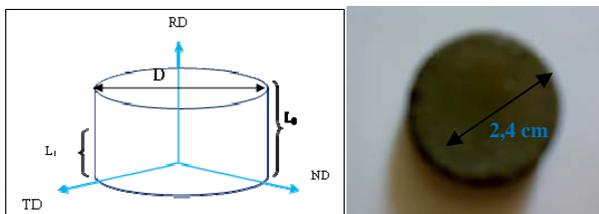
Sampel yang merupakan superkonduktor Nb-Sn adalah hasil proses metalurgi serbuk, yaitu meliputi *powder milling/mixing*, *unaxial consolidation*, dan *sintering*. Proses

pencampuran serbuk berpengaruh pada kehomogenan komponen yang akan mempengaruhi kualitas sampel. Pencampuran serbuk Nb dan Sn dilakukan dengan menggunakan alat *High Energy Milling* (HEM) (Gambar 1). Proses pencampuran dilakukan selama 3 jam dengan komposisi Sn atau timah 24% dan Nb atau niobium 76%. Dengan menggunakan teknologi *ball mill*, HEM menggunakan energi tumbukan antara bola-bola penghancur dan dinding wadahnya untuk mencampurkan serbuk dan memperkecil ukurannya.



Gambar 1. Alat *High Energy Milling*

Setelah proses pencampuran serbuk, selanjutnya dilakukan proses kompaksi atau penekanan. Penekanan ini dilakukan dengan kompaksi pada arah vertikal dengan tekanan 625 kg/cm<sup>2</sup>. Hasil kompaksi ini terbentuk pelet Nb-Sn dengan diameter 2,4 cm dan ketebalan 0,4 cm. Proses kompaksi merubah geometri sampel dari L<sub>0</sub> menjadi L<sub>1</sub> dengan diameter yang tetap (Gambar 2(a)). Hasil kompaksi yang berupa pelet (Gambar 2(b)), diberi perlakuan yang berbeda, yaitu *sintering* dan *non sintering*.



Gambar 2. (a) Geometri proses kompaksi dan (b) sampel hasil metalurgi serbuk

Proses *sintering* ini dilakukan dalam kondisi vakum untuk menghindari adanya oksidasi. *Sintering* vakum ini dilakukan dengan cara meletakkan sampel dalam ampul kaca (Gambar 3), baru selanjutnya dimasukkan dalam *furnace* pada suhu 700 °C selama 96 jam dalam lingkungan udara.

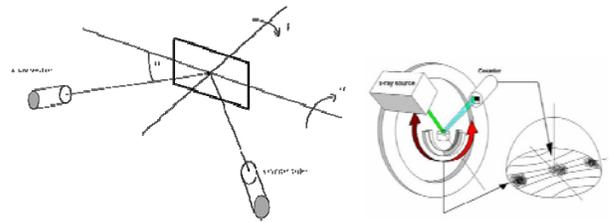


Gambar 3. Sampel yang divakumkan sebelum disintering

**B. Pengukuran Tekstur Makro**

Sampel yang berupa pelet dengan perlakuan yang berbeda, selanjutnya diukur menggunakan XRD Brüker D8 Advance *Goniometer* di *Institut Fuer Metallkunde und Metalphysik – RWTH Aachen Germany*. XRD *Goniometer* Brüker D8 Advance merupakan alat yang memanfaatkan prinsip difraksi gelombang sinar X yang mengalami hamburan setelah bertumbukan dengan atom kristal. Tabung sinar X

yang digunakan adalah 2.2 kW Cu dan 1.8 kW Co. Alat ini dilengkapi dengan *software* untuk akuisisi dan analisa data.



Gambar 4. Skema *Xray* diffraction untuk analisa tekstur

Brüker D8 Advance memiliki kemampuan analisa tekstur, meliputi *pole figure* dan ODF. Pengukuran tekstur berdasarkan pengukuran variasi intensitas dari pemantulan. Sampel dikarakterisasi menggunakan *X-ray* Cu K<sub>α</sub> (λ= 1.5418 Å), hasilnya diplot sebagai *pole figure* yang menunjukkan bahwa intensitas yang terekam pada posisi sampel tertentu adalah proporsional dengan fraksi volum kristal (Suwas, 2008). Diperoleh *pole figure* bidang {101}, {100}, {211} untuk Nb dan *pole figure* {112}, {011}, {012}, {233} untuk Nb<sub>3</sub>Sn. Selanjutnya ODF yang mendeskripsikan orientasi densitas pada orientasi 3D yang didefinisikan melalui sudut Euler φ<sub>1</sub>, φ, φ<sub>2</sub> diamati pada range 0°-90° pada φ<sub>1</sub>, φ, φ<sub>2</sub> dengan interval 5° tiap detik.

Analisa ODF dilakukan pada elemen Nb dan senyawa Nb<sub>3</sub>Sn, melalui :

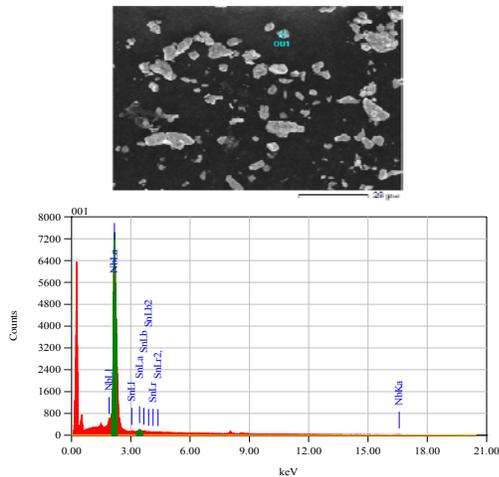
- Parameter Sudut Euler  
Sudut Euler ini dapat diketahui dari data ODF sehingga dapat diketahui tipe teksturnya.
- *Ideal Orientation*
- Maksimum Intensitas
- Analisa komponen tekstur, meliputi Komponen tekstur meliputi Copper, Brass, Goss, S dan Cube.
- Analisa Fiber  
Analisa fiber bisa dilakukan pada α-fiber, β-fiber, γ-fiber, dan atau τ-fiber.
- Analisa Cube-Rekristalisasi

Selanjutnya dilakukan analisa dan pembahasan mengenai tekstur melalui hubungan *pole figure*, *Invers pole figure*, ODF, aspek pengaruh simetri kristal terhadap tekstur makro senyawa intermetalik serta hubungan antar ODF dari masing-masing elemen.

**III. ANALISA DATA DAN PEMBAHASAN**

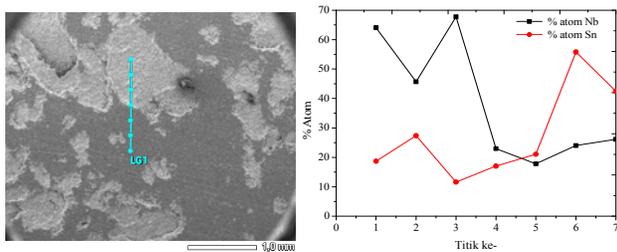
**A. Mikrostruktur dan Komposisi Hasil Metalurgi Serbuk**

Hasil pengujian SEM terhadap serbuk hasil pencampuran Nb dan Sn pada *High Energy Milling* dapat dilihat pada Gambar 5. Dari Gambar tersebut, dapat diketahui bahwa proses *milling* mengakibatkan pengecilan ukuran dan bercampurnya Sn pada Nb. Melalui analisa EDX pada titik 001, terlihat bahwa komposisi Sn sangat kecil dibandingkan Nb, yaitu 1,86% at Sn : 98,14%at Nb. Hal ini menunjukkan bahwa atom Sn telah bercampur pada Nb. Kondisi ini akan mempermudah proses pembentukan senyawa intermetalik Nb<sub>3</sub>Sn.



Gambar 5. Hasil uji SEM dan EDX serbuk hasil *milling*

Gambar 6 merupakan hasil SEM sampel yang telah *disintering* pada temperatur 700° C selama 96 jam. Pada gambar tersebut terlihat bahwa terdapat bagian yang cerah dan gelap. Bagian yang cerah menunjukkan komposisi Sn yang lebih banyak dari pada Nb, sedangkan bagian yang gelap menunjukkan kondisi sebaliknya. Selanjutnya kedua bagian tersebut dianalisa menggunakan EDX. Analisa ini dilakukan pada tujuh titik dari bagian yang gelap sampai bagian yang cerah. Dari hasil EDX, diketahui bahwa telah terbentuk senyawa Nb<sub>3</sub>Sn pada titik pertama. Hal ini dapat diketahui dari perbandingan % atom yang ada pada titik tersebut yaitu 64,09 berbanding 18,67 atau sekitar 3:1. Pada titik ke-2 dan ke-3 terlihat bahwa komposisi Nb masih lebih banyak dibandingkan Sn. Sedangkan pada titik 4, yang merupakan peralihan dari bagian gelap dan terang, diketahui bahwa Nb sebanding dengan Sn, yaitu 1:1. Demikian juga pada titik 5. Pada titik 6 dan 7, diketahui perbandingan % atom Nb lebih kecil dari pada Sn, yaitu sekitar 1:2. Hal ini menunjukkan bahwa selain terbentuk senyawa intermetalik Nb<sub>3</sub>Sn, pada sampel ini juga terbentuk senyawa intermetalik NbSn<sub>2</sub>.

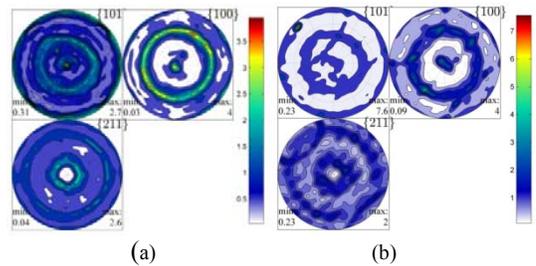


Gambar 6. Hasil uji SEM dan EDX sampel hasil *sintering* 700 °C, 96 jam

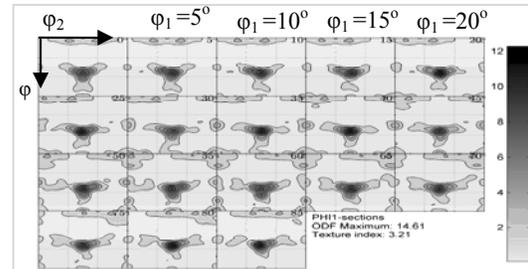
**B. Tekstur Niobium (Nb)**

Tekstur makro niobium diamati pada kondisi *sintering* dan tanpa *sintering*. Gambar 7 merupakan representasi tekstur Nb dalam bentuk *pole figure*. Melalui *pole figure* bidang {101}, {100}, dan {211} terlihat bahwa orientasi kristal Nb sebelum *sintering*, terdistribusi simetris dengan intensitas maksimal pada bidang {100}. Setelah *sintering*, terjadi perubahan orientasi kristal, yaitu terdistribusi pada arah tertentu pada

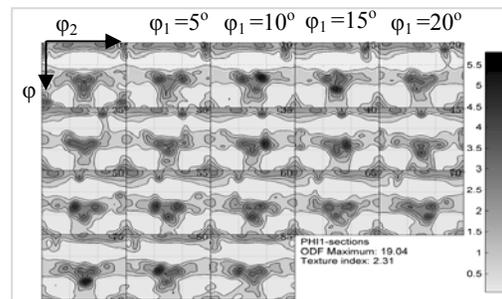
bidang {101} dengan peningkatan intensitas dari 4 menjadi 7 *multiple of random distribution* (m.r.d).



Gambar 7. *Pole figure* Nb murni (a) tanpa *sintering* (b) dengan *sintering*



Gambar 8. ODF  $\phi_1$  konstan Niobium murni tanpa *sintering*

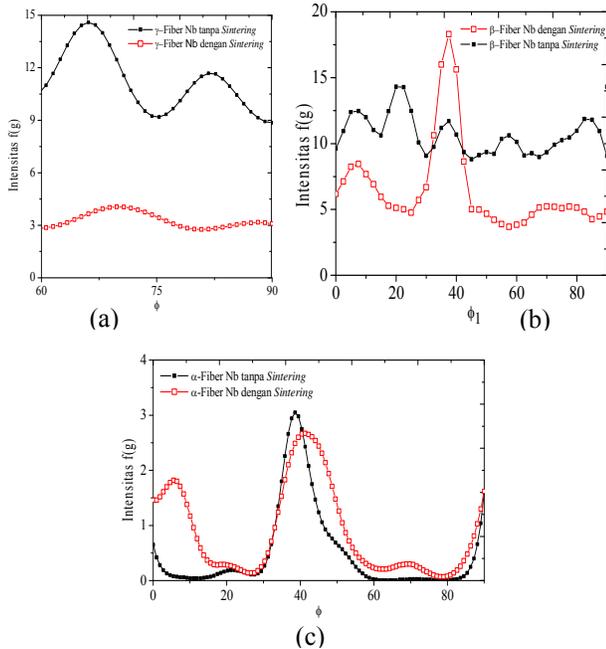


Gambar 9. ODF  $\phi_1$  konstan Niobium tanpa *sintering*

Gambar 8 dan 9 merupakan representasi tekstur Nb tanpa dan dengan *sintering* dalam bentuk ODF. ODF Nb merupakan fungsi sudut Euler ( $\phi_1, \phi, \phi_2$ ) pada  $\phi_1$  konstan. Terlihat bahwa terdapat kecenderungan orientasi kristal Nb pada arah tertentu akibat proses deformasi dari perbedaan intensitas orientasinya. Melalui pengamatan intensitas masing-masing komponen tekstur, dapat diketahui kecenderungan orientasi Nb murni baik tanpa ataupun dengan *sintering* (Tabel 1).

Gambar 10(a) merupakan grafik intensitas tekstur fiber Nb tanpa dan dengan *sintering*.  $\gamma$ -fiber dapat dilihat pada range  $\phi_1 = 60^\circ - 90^\circ, \phi = 66.12^\circ$  pada  $\phi = 54,7$  dan  $\phi_2 = 45$ . Intensitasnya semakin kecil dan hampir sama disepanjang  $\gamma$ -fiber pada Nb setelah *sintering*. Hal ini menunjukkan bahwa setelah *sintering*, tekstur  $\gamma$ -fiber Nb semakin lemah. Gambar 10(b) merupakan grafik intensitas  $\beta$ -fiber Nb tanpa dan dengan *sintering*.  $\beta$ -fiber BCC menggambarkan perubahan intensitas pada  $\phi_1 = 0^\circ - 90^\circ$ . Berdasarkan grafik tersebut, didapatkan intensitas maksimal 14,32 pada  $\phi_1 = 20^\circ$  untuk Nb tanpa *sintering* dan 18,31 pada  $\phi_1 = 37,5^\circ$  untuk Nb *sintering*. Hal ini menunjukkan bahwa orientasi kristal Nb baik tanpa *sintering* maupun dengan *sintering* cenderung menuju Brass.  $\alpha$ -fiber BCC menggambarkan perubahan  $\phi = 0^\circ - 90^\circ$  pada  $\phi_2 = 45^\circ$  dan  $\phi_1 = 0^\circ$ . Berdasarkan grafik pada Gambar 10(c), diketahui intensitas maksimum pada  $\phi = 40^\circ - 45^\circ$  baik tanpa maupun

dengan *sintering*. Hal ini menunjukkan bahwa pada sepanjang  $\alpha$ -fiber, orientasi lebih cenderung ke arah  $\langle 112 \rangle$  atau tekstur Brass lebih kuat dari pada Goss.



Gambar. 10. Intensitas fiber tekstur Nb tanpa dan dengan *sintering* (a)  $\gamma$ -fiber (b)  $\beta$ -fiber (c)  $\alpha$ -fiber

Tabel 1.

Perbandingan Intensitas Komponen Tekstur Nb Tanpa dan dengan *Sintering*

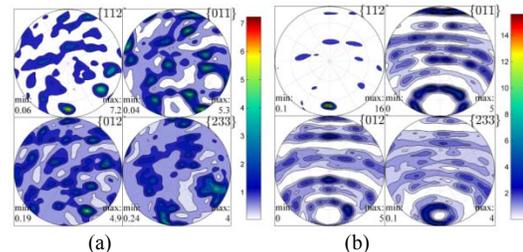
Orientasi	Intensitas f(g) (m.r.d)	
	Nb Tanpa Sintering	Nb Sintering
Cube	3,76	5,47
Goss	1,86	1,4
Brass	14,3	8,8
S	7,28	15,6
Copper	4,28	7,28
$\alpha$ -fiber	3,05 pada $\phi = 38,57$	2,63 pada $\phi = 41,33$
$\beta$ -Fiber	14,32 pada $\phi_1 = 20$	18,31 pada $\phi_1 = 37,5$
$\gamma$ -fiber	14,59 pada $\phi_1 = 66,12$	4,08 pada $\phi_1 = 39 - 40$

Tabel 1 merupakan perbandingan intensitas Nb tanpa *sintering* dan Nb *sintering* melalui analisa komponen tekstur dan fibernya. Dari tabel tersebut dapat diketahui bahwa kristal Nb memiliki komponen utama Brass, S, dan Copper dan komponen penunjang Goss dan Copper. Proses *sintering* mengakibatkan orientasi kristal beralih dari Brass menjadi S.

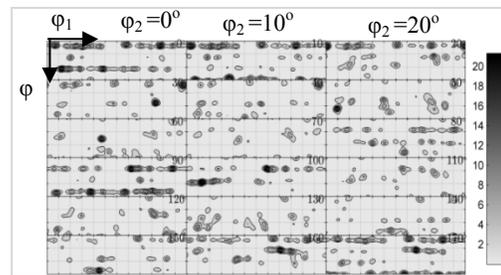
C. Tekstur Nb<sub>3</sub>Sn

Gambar 11 merupakan *pole figure* tekstur Nb<sub>3</sub>Sn. Berdasarkan *pole figure* bidang {112}, {011}, {012}, dan {233} dapat diketahui bahwa orientasi kristal Nb<sub>3</sub>Sn tanpa *sintering*, terdistribusi acak dengan intensitas maksimal pada bidang {112}. Setelah *sintering*, orientasi kristal terdistribusi pada satu arah pada bidang yang sama dan terjadi peningkatan intensitas dari 7,2 mrd menjadi 16 mrd.

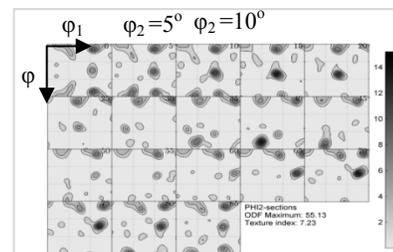
Gambar 13 merupakan representasi tekstur Nb<sub>3</sub>Sn tanpa *sintering* dalam bentuk ODF. ODF Nb<sub>3</sub>Sn merupakan fungsi  $\phi_1, \phi, \phi_2$  pada  $\phi_2$  konstan. ODF pada Nb<sub>3</sub>Sn awalnya dianalisa menggunakan simetri kristal triclinic (Gambar 12), kemudian diperbaiki menggunakan cubic. Perubahan simetri kristal ini mempengaruhi *range* sudut Eulernya. Hal ini karena kristal senyawa intermetalik Nb<sub>3</sub>Sn merupakan struktur kubik. Hal ini juga sesuai dengan diagram fasa Nb-Sn.



Gambar. 11. Pole figure Nb<sub>3</sub>Sn (a) tanpa *sintering* (b) dengan *sintering*

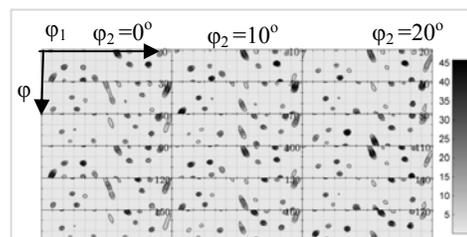


Gambar. 12. ODF  $\phi_2$  konstan Nb<sub>3</sub>Sn tanpa *sintering* dengan struktur triclinic

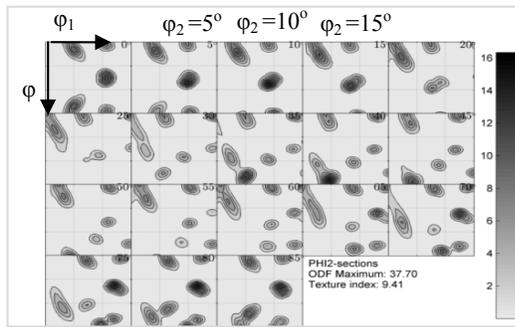


Gambar. 13. ODF  $\phi_2$  konstan Nb<sub>3</sub>Sn tanpa *sintering* dengan struktur cubic

Pada Nb<sub>3</sub>Sn, pengaruh *sintering* menunjukkan perubahan intensitas yang mengindikasikan perubahan orientasinya. ODF pada Nb<sub>3</sub>Sn dengan *sintering* awalnya dianalisa menggunakan simetri kristal triclinic (Gambar 14), kemudian diperbaiki menggunakan orthorhombic. Kecenderungan orientasi dari triclinic dan orthorhombic hampir sama, akan tetapi *Euler spacenya* berbeda, range  $\phi_1$  pada triclinic lebih besar (Engler, 2010). Dari orthorhombic, selanjutnya dibuat ODF baru, dengan simetri kristal cubic m-3 yang ditunjukkan pada Gambar 15.



Gambar. 14. ODF  $\phi_2$  konstan Nb<sub>3</sub>Sn *sintering* dengan struktur triclinic

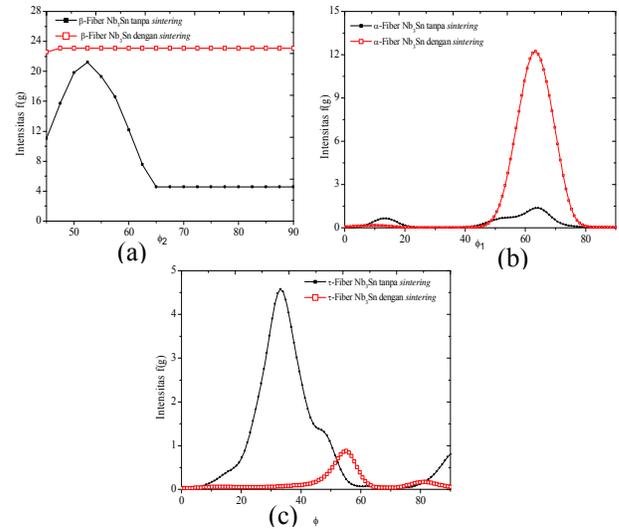


Gambar. 15. ODF  $\phi_2$  konstan  $Nb_3Sn$  dengan *sintering* dengan struktur kubik

Gambar 16(a) merupakan grafik intensitas  $\beta$ -fiber  $Nb_3Sn$ . Dari grafik tersebut, terlihat bahwa terjadi peningkatan intensitas disepanjang  $\beta$ -fiber setelah *sintering*. Hal ini menunjukkan bahwa orientasi  $Nb_3Sn$  cenderung pada komponen S dan Copper. Sedangkan setelah *sintering*, intensitas teksturnya sama disepanjang  $\beta$ -fiber yaitu 23,09 m.r.d. Gambar 16(b) merupakan grafik intensitas  $\alpha$ -fiber  $Nb_3Sn$ .  $\alpha$ -fiber ini menghubungkan susunan komponen Goss dan Brass pada  $\phi_1 = 0^\circ-35^\circ$  pada  $\phi=45^\circ$  dan  $\phi_2 = 0^\circ$ . Dari  $\alpha$ -fiber dapat diketahui bahwa pada  $\phi_1 = 25^\circ-35^\circ$  sepanjang  $\phi = 45^\circ$  dan  $\phi_2 = 0^\circ$ , tidak terdapat komponen Brass ataupun Goss, karena intensitasnya sangat kecil atau hampir tidak ada. Setelah *sintering*, intensitas maksimum berada pada  $\phi_1 = 65^\circ$ . Hal ini menunjukkan terjadinya pergeseran tekstur Brass dari  $35^\circ-65^\circ$ . Gambar 16(c) merupakan grafik  $\tau$ - fiber yang menyusun komponen Copper dan Goss pada  $90^\circ, 0^\circ, 45^\circ - 90^\circ, 90^\circ, 45^\circ$ , yaitu dari intensitas yang ada pada perubahan  $\phi$  dari  $0^\circ - 90^\circ$ . Pada grafik tersebut menunjukkan bahwa intensitas maksimum  $Nb_3Sn$  tanpa *sintering* berada pada  $\phi = 35^\circ$ . Hal ini menunjukkan bahwa komponen Copper lebih kuat dari pada Goss. Setelah *sintering*, intensitas maksimum berada pada  $\phi=55^\circ$ , maka orientasi tetap cenderung ke arah Copper, akan tetapi terjadi penurunan intensitas.

Tabel 2 merupakan perbandingan intensitas  $Nb_3Sn$  tanpa *sintering* dan Nb *sintering*. Dari tabel tersebut dapat diketahui  $Nb_3Sn$  sebelum *sintering* memiliki komponen utama Copper, S, Brass dan komponen lain yang lemah, yaitu Cube dan Goss. Setelah *sintering*, intensitas maksimal komponen beralih pada Copper, Goss dan Brass dengan intensitas Copper menurun, dari 50.4 menjadi 39.3 m.r.d.

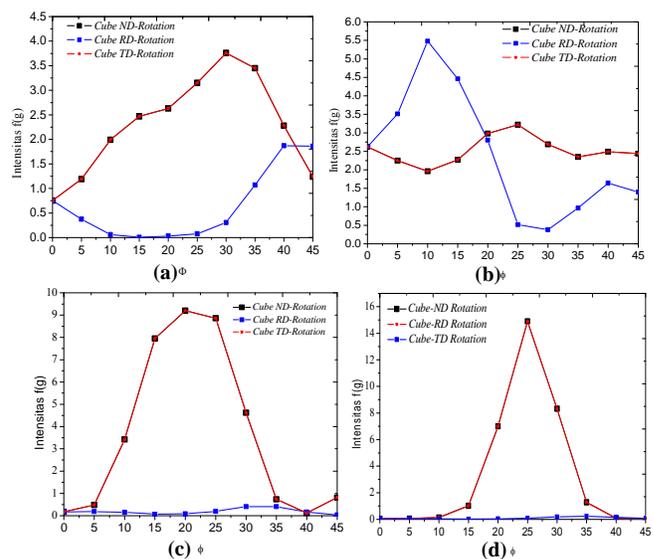
Cube adalah komponen utama dari rekristalisasi tekstur pada beberapa logam FCC. Tekstur yang dominan pada saat rekristalisasi adalah orientasi rotasi Cube. Butiran tekstur Cube berjajar disepanjang *rolling direction* (RD). Intensitas Cube setelah *sintering* meningkat pada Nb murni, dan semakin menurun pada  $Nb_3Sn$ . Bentuk puncak Cube Nb dan  $Nb_3Sn$  dapat diamati pada Gambar 17. Grafik pada Gambar tersebut diperoleh dari analisa ODF yang memperlihatkan variasi intensitas sepanjang  $\phi_1$  untuk ND,  $\phi$  untuk RD dan  $\phi_2$  untuk TD. Pada Gambar 17(a) (b) (c) (d) terlihat bahwa intensitas Cube Rotasi ND dan TD sama baik pada Nb maupun  $Nb_3Sn$ . Sedangkan pada rotasi RD memiliki intensitas yang berbeda. Hal ini dikarenakan deformasi akibat *uniaxial* kompaksi terjadi pada arah RD. Ketidakseragaman puncak Cube rotasi ini mengindikasikan bahwa Nb dan  $Nb_3Sn$  bersifat anisotropi.



Gambar. 16. Intensitas fiber tekstur Nb tanpa dan dengan *sintering* (a)  $\beta$ -fiber (b)  $\alpha$ -fiber (c)  $\tau$ -fiber

Tabel 2  
Perbandingan Intensitas Komponen Tekstur pada  $Nb_3Sn$

Orientasi	Intensitas (m.r.d)	
	$Nb_3Sn$ Tanpa <i>Sintering</i>	$Nb_3Sn$ Dengan <i>Sintering</i>
Cube	9.2	6.99
Goss	3.22	13.15
Brass	9.93	19
S	12.2	9.2
Copper	50.4	39.3
$\alpha$ -fiber	1.37 pada $\phi_1=63.37$	12.23 pada $\phi_1=63.37$
$\beta$ -Fiber	21.22 pada $\phi_2=52.5$	23.09
$\gamma$ -fiber	4.86 pada $\phi_1=83.57$	0.4 pada $\phi_1=32.14$
$\tau$ -Fiber	0.88 pada $\phi_1=55.1$	0.88 pada $\phi_1=55.1$



Gambar. 17. Intensitas Rotasi Cube (a) Nb tanpa *sintering* (b) Nb *sintering* (c)  $Nb_3Sn$  tanpa *sintering* (d)  $Nb_3Sn$  *sintering*

#### D. Interpretasi Tekstur Nb dan Nb<sub>3</sub>Sn

Proses kompaksi dan *sintering* merupakan salah satu proses yang menyebabkan terjadinya deformasi plastik. Deformasi plastik dapat mengakibatkan rekristalisasi dinamis (Gottstein, 2004). Selama rekristalisasi, tekstur dapat berubah secara drastis tergantung dari tipe *rolling* teksturnya. Deformasi akibat kompaksi *uniaxial* menyebabkan Nb memiliki intensitas maksimal pada orientasi Brass. Hal ini menunjukkan bahwa Nb yang berstruktur kristal BCC memiliki tipe *rolling* tekstur Brass (Gottstein, 2004). Setelah *sintering*, intensitas maksimum beralih pada orientasi S dengan intensitas yang semakin meningkat, yaitu dari 14,3 menjadi 15,6 mrd. Hal ini menunjukkan bahwa proses *sintering* kristal Nb dapat meningkatkan intensitas dan mengubah orientasi kristal pada arah tertentu.

Lain halnya dengan senyawa Nb<sub>3</sub>Sn yang memiliki struktur kristal A15. Intensitas maksimum akibat proses kompaksi ada pada orientasi Copper. Hal ini menunjukkan bahwa Nb<sub>3</sub>Sn memiliki tekstur Copper. Setelah *sintering*, orientasi kristal tetap pada arah tersebut, dengan penurunan intensitas dari 50,4 mrd menjadi 39,3 mrd. Kondisi ini sama dengan yang terjadi pada tembaga (Cu) saat mengalami deformasi akibat *annealing*. Deformasi butiran Cu diperpanjang pada sumbu *drawing* atau *rolling*. Butiran tertentu dapat mengatasi proses seleksi pertumbuhan sehingga mengurangi intensitas maksimumnya (Pramono, 2000).

Deformasi yang terjadi pada Nb dan Nb<sub>3</sub>Sn juga menunjukkan terjadinya *secondary recrystallization*, yaitu dengan terbentuknya tekstur Goss (Gottstein, 2004). Pada Nb, tekstur Goss semakin lemah setelah proses *sintering*, sedangkan pada Nb<sub>3</sub>Sn proses *sintering* justru meningkatkan intensitas maksimum komponen tekstur Goss. Hal ini menunjukkan terjadinya difusi Nb ke Sn pada orientasi Goss (001)<100> sehingga dapat menurunkan intensitas Nb pada arah tersebut, seperti yang terjadi pada filamen Nb selama proses *annealing* (Pramono, 2000).

#### IV. KESIMPULAN

Berdasarkan analisa yang telah dilakukan, diperoleh kesimpulan sebagai berikut :

1. Nb memiliki komponen utama tekstur Brass, S, dan Copper dan komponen penunjang Cube dan Goss. Proses *sintering* mengakibatkan orientasi kristal beralih dari Brass menjadi S dengan peningkatan intensitas dari 14,3 menjadi 15,6 m.r.d.
2. Nb<sub>3</sub>Sn sebelum *sintering* memiliki komponen utama Copper, S, dan Brass dan komponen penunjang Cube dan Goss. Setelah *sintering*, intensitas maksimal komponen beralih pada Copper, Goss dan Brass dengan intensitas Copper menurun, dari 50,4 menjadi 39,3 m.r.d
3. Nb dan Nb<sub>3</sub>Sn bersifat anisotropi karena memiliki kecenderungan orientasi tertentu.

#### V. UCAPAN TERIMA KASIH

Penulis mengucapkan terima kasih kepada Tim Superkonduktor Pusat Penelitian Metalurgi LIPI yang memberikan data dan berbagai pengetahuan yang sangat

membantu, PT. Timah (Persero) Tbk., yang telah memberikan bantuan financial, Prof. Dr.rer.nat Günter Gottstein dan Dipl.-Ing. Marco Witte di *Institut für Metallkunde und Metallphysik – RWTH Aachen Germany* untuk kerjasamanya dalam penggunaan *D8 Advance XRD Goniometer*.

#### DAFTAR PUSTAKA

- [1] B.T. Matthias, T.H. Geballe, S. Geller and E. Corenzwit, "Superconductivity of Nb<sub>3</sub>Sn", *Physical Review* Vol. 95 (1954), 1435.
- [2] I. Pong, "Phase and Microstructure Development during Multi-stage Heat Treatment of Internal Tin Ti-doped Nb<sub>3</sub>Sn Superconducting Multifilamentary Wire," Ph.D. thesis, St John's College, University of Cambridge (2008).
- [3] A.W. Pramono, "Kondisi *Plane-Strain*, Ketidakeragaman Filamen dan Pembentukan Senyawa Nb<sub>3</sub>Sn pada Kawat Superkonduktor Cu-Nb-Sn", *Metalurgi*, Vol. 23, No. 1 (2008) 3-15.
- [4] A.W. Pramono, "Pengembangan Modeling Komputer Berbasis Persamaan Cahn-Hilliard tentang Evolusi Fasa pada Suhu Tinggi dari Bahan Superkonduktor Cu-Nb-Sn," *Program Intensif Peneliti dan Perekayasa LIPI* (2010).
- [5] E. Barzi, S. Mattafirri, Sara, "Nb<sub>3</sub>Sn Phase Growth and Superconducting Properties During Heat Treatment," *IEEE Trans. On Applied Superconductivity*, Vol 13, No.2 (2003) 3414-3417.
- [6] K.R. Dhaka, "Sn and Ti Diffusion, Phase Formation, Stoichiometry, and Superconducting Properties of Internal-Sn-Type Nb<sub>3</sub>Sn Conductors," Master Thesis, Ohio State University (2007).
- [7] S.C. Hopkins, "Optimisation, Characterisation and Synthesis of Low Temperature Superconductors by Current-Voltage Techniques," Ph.D. thesis, Sidney Sussex College, University of Cambridge (2007).
- [8] S. Suwas, P.N. Gurao, "Crystallographic texture in Materials," Indian Institute of Science, Vol 88:2 (2008).
- [9] Anonim, "Basics of X-Ray Diffraction". Scintag Inc (1999).
- [10] O. Engler, V. Randle, "Introduction to Texture Analysis: *Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping*," Francis : CRC Press, 2nd Edition (2010)