

PENGARUH STRUKTURMIKRO PADA KEKUATAN SAMBUNGAN ANTARA BAHAN INTERMETALIK Ni_3Al DENGAN W DAN Ta-W

I Nyoman Jujur

Kelompok Pengecoran dan Penyambungan,
Direktorat Teknologi Material, BPPT - Jakarta

ABSTRAK

PENGARUH STRUKTURMIKRO PADA KEKUATAN SAMBUNGAN ANTARA BAHAN INTERMETALIK Ni_3Al DENGAN W DAN Ta-W. Dalam rangka mendapatkan komposit matrik Ni_3Al yang berkekuatan tinggi dilakukan penelitian penyambungan kandidat fiber W (wolfram) dan paduan Ta-W dengan Ni_3Al . Penyambungan dilakukan dengan metode difusi pada temperatur 1073K – 1373K dalam kondisi vakum. Pengamatan struktur mikro antar muka sambungan dilakukan dengan SEM (Scanning Electron Microscope) dan TEM (Transmission Electron Microscope). Komposisi kimia antar muka secara kuantitatif dianalisa dengan SEM/EDX. Kekuatan sambungan diuji dengan percobaan geser pada kondisi ruangan. Analisa patahan dilakukan dengan SEM. Reaksi paduan yang timbul pada antar muka sambungan Ta-W/ Ni_3Al mempengaruhi kekuatan mekanis sambungan, kekuatan sambungan menurun apabila tebal dan butiran reaksi paduan bertambah besar akibat perlakuan panas temperatur tinggi. Sedangkan, kekuatan sambungan W/ Ni_3Al tetap stabil pada perlakuan panas temperatur tinggi karena tidak diketemukan reaksi paduan di antar muka.

ABSTRACT

THE EFFECT OF MICROSTRUCTURE ON THE JOIN STRENGTH OF THE INTERMETALLIC MATERIALS OF Ni_3Al WITH W AND Ta-W. In order to achieve good performance composites matrix Ni_3Al , the candidate fiber W and Ta-W are joined with Ni_3Al . Joining process is done by diffusion method at temperature 1073K – 1373K in vacuum conditions. The microstructure of interface is investigated by SEM (Scanning Electron Microscope) and TEM (Transmission Electron Microscope). The distribution of chemical composition of interface is investigated using SEM/EDX. Shear test is used to analyze the strength of the interface at ambient temperature. Fracture analyses is done by SEM. The microstructure of Ta-W/ Ni_3Al interface has a significant affect to the strength of fiber matrix interface; the increasing of the thickness and grain growth of the interface decrease the interface strength. However, the strength of W/ Ni_3Al is stable even joined specimen is heat treated at high temperature due to the reaction product is not appeared at the interface.

1. PENDAHULUAN

Matrik intermetalik Ni_3Al dikenal sebagai bahan yang mempunyai ketahanan temperatur tinggi, oleh karena itu banyak riset yang diarahkan untuk pengembangannya dalam sepuluh tahun terakhir [1]. Intermetalik Ni_3Al adalah bahan yang tahan oksidasi, tahan korosi, struktur kristalnya stabil sampai temperatur mendekati titik lelehnya dan mempunyai kekuatan luluh semakin tinggi pada kenaikan temperatur tertentu [2-4].

Jumlah riset tentang Ni_3Al meningkat tajam semenjak diketemukan unsur boron yang mampu menaikkan sifat kekenyalannya [4]. Berbagai riset telah dilakukan untuk mengetahui pengaruh unsur boron tersebut, tetapi sampai saat ini beberapa peneliti mempunyai pendapat yang berbeda. Ada dua pendapat tentang hal ini, pendapat pertama mengatakan bahwa unsur boron mampu menaikkan ikatan kohesi batas butir. Pendapat ini didukung oleh hasil riset yang menunjukkan unsur boron lebih banyak berkumpul di batas butir dibandingkan di dalam butir. Pendapat kedua mengatakan bahwa penambahan boron menyebabkan batas butir

mempunyai struktur tidak teratur (disordered) yang berbeda dengan struktur di dalam butir yaitu berstruktur teratur (ordered), akibat dari hal ini adalah sifat plastis batas butir bertambah sehingga lebih mudah mentransmisikan slip dari satu butir ke butir lainnya [5]. Pendapat kedua disanggah oleh penemuan lain, yakni tanpa penambahan boronpun diketahui bahwa Ni_3Al dengan Ni diperkaya mempunyai batas butir yang disordered [6].

Usaha untuk memperbaiki sifat kekenyalan Ni_3Al dilanjutkan dengan menambahkan unsur lain seperti Pd, Hf dan Zr [6]. Unsur-unsur ini mampu menaikkan *ordering energy* sehingga sifat kekenyalan Ni_3Al bertambah. Hf juga mampu menaikkan tegangan puncak, sedangkan Zr mampu memperbaiki sifat tahan krip Ni_3Al . Namun usaha ini masih perlu dilanjutkan agar kekuatan Ni_3Al mampu melebihi kekuatan material superalloy sebagai material tahan temperatur tinggi. Salah satu alternatif untuk usaha ini adalah pembuatan komposit matrik Ni_3Al . Riset komposit matrik Ni_3Al dengan bahan penguat

keramik telah banyak dilakukan, tetapi masih diketemukan banyak permasalahan. Timbulnya reaksi paduan baru yang mudah berkembang di antar muka fiber keramik dan matrik Ni₃Al adalah masalah yang timbul pada komposit penguatan Ni₃Al dengan fiber keramik SiC, B₄C, TiB₂ dan HfN [7-10]. Walaupun reaksi paduan tidak diketemukan pada komposit Al₂O₃/Ni₃Al tetapi kekuatan antar muka komposit ini sangat lemah [11-13]. Reaksi paduan di antar muka fiber dan matrik juga tidak dijumpai pada penguatan matrik Ni₃Al dengan serat keramik TiN, NbC, HfO tetapi kekuatan komposit yang baik belum diketemukan [10]. Keramik mempunyai masa jenis rendah, tahan temperatur tinggi sehingga sangat menarik bila dipilih sebagai bahan penguat matrik Ni₃Al, tetapi sebagaimana diuraikan sebelumnya belum optimal bila digunakan sebagai fiber penguat. Oleh karena itu perlu dipikirkan alternatif bahan penguat yang lain. Dalam riset ini dipilih dua kandidat fiber yang tahan temperatur tinggi yaitu wolfram dan paduan Ta-W.

Struktur mikro antar muka bahan komposit merupakan faktor utama yang menentukan kekuatan sambungan dan kekuatan komposit secara keseluruhan karena berfungsi sebagai penyalur gaya dari matrik ke fiber dan sebaliknya. Riset ini akan meneliti tentang pengaruh struktur mikro antar muka terhadap kekuatan sambungan baik pada kondisi sebelum atau sesudah perlakuan panas.

2. TATA KERJA

Nikel dan aluminium murni dengan perbandingan prosentase atom 75 : 25 dilebur dengan arc-melting dalam kondisi gas argon. Komposisi paduan ingot yang lebih homogen didapatkan dengan melakukan proses peleburan secara berulang sampai 4 kali, dilanjutkan dengan proses homogenizing pada temperatur 1596K di dalam dapur vakum dengan tingkat kevakuman 6×10^{-4} Pa, selama 172,8 ks dengan proses pendinginan di dalam dapur. Ingot kemudian dipotong menjadi balok yang berukuran $12 \times 12 \times 5$ mm³.

W yang diproses dengan *Swaging Method* adalah batangan berdiameter 12 mm dan panjang 150 mm diperoleh dari pabrik pembuat Tokyo Tungsten. Bahan ini dipotong dengan tebal 5 mm. Paduan Ta dan W dengan perbandingan komposisi prosentase berat 90 : 10 dicairkan menggunakan *electron beam furnace*. Ingot Ta-W dipotong menjadi balok berukuran $12 \times 12 \times 5$ mm³.

Sebelum proses penyambungan, permukaan masing-masing bahan diratakan, diampelas mulai kekasaran #240 sampai #1500. Kemudian dibersihkan secara ultrasonik di dalam larutan aseton selama 30 menit. Selanjutnya permukaan yang akan bersentuhan dibersihkan dengan etanol.

Penyambungan dilakukan dengan mesin *Simadzu Servopulser* dalam kondisi vakum 3×10^{-3} Pa, mulai temperatur 1073K sampai 1373K selama 3,6 ks. Skematis

diagram variasi temperatur dan tegangan di permukaan sambungan selama proses penyambungan dimuat dalam paper sebelumnya [14]. Laju pendinginan dan pemanasan diatur konstan. Untuk meneliti pengaruh perlakuan panas terhadap kestabilan batas permukaan, bahan diberikan perlakuan panas pada temperatur 1373K selama 36 ks sampai 720 ks dalam vakum 6×10^{-4} Pa.

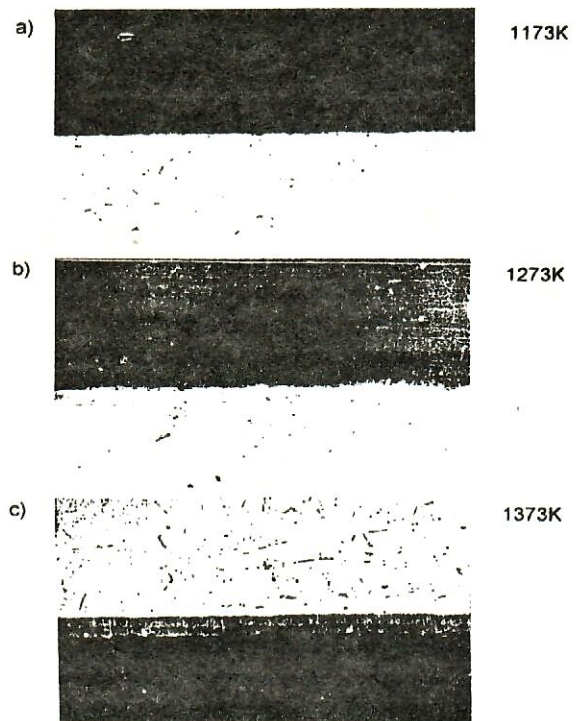
Pengamatan struktur mikro antar muka sambungan dilakukan dengan SEM dan TEM. Komposisi kimia antar muka secara kuantitatif dianalisa dengan SEM/EDX. Pada masing-masing posisi analisa dilakukan 5 kali pengukuran kemudian dicari nilai rata-rata pengukuran.

Spesimen untuk analisa kekuatan geser sambungan dipotong dari hasil sambungan dengan ukuran spesimen $5 \times 5 \times 10$ mm³, antar muka diatur secara hati hati agar tepat berada di tengah-tengah. Spesimen tersebut diampelas permukaannya sampai tingkat kehalusan ampelas #1500, kemudian dibersihkan dengan aseton dan etanol sebelum dilakukan pengujian. Jenis jig dan cara melakukan uji geser sama dengan yang dimuat pada paper sebelumnya [14,15]. Pengamatan bentuk patahan dilakukan dengan SEM.

3. HASIL DAN PEMBAHASAN

3.1. Struktur mikro antar muka sambungan Ta-W/Ni₃Al

Ta-W dan Ni₃Al tersambung mulai temperatur 1173K, karena lebih rendah dari temperatur ini difusi antar elemen belum terjadi. Pada gambar 1 dapat dilihat



Gambar 1. Struktur mikro antar muka sambungan Ta-W/Ni₃-Al sesuai dengan perubahan suhu penyambung (1173K, 1273K, 1373K)

hasil pengamatan dengan SEM perubahan struktur mikro sambungan Ta-W/ Ni₃Al akibat perubahan temperatur penyambungan. Tiga lapis reaksi paduan di antar muka terlihat pada penyambungan temperatur paling rendah (1173K), dua lapis di bagian Ta-W dan satu lapis di bagian W. Tebal reaksi paduan ini terlihat bertambah sesuai dengan perubahan temperatur penyambungan (Gambar 1b dan 1c). Pada temperatur penyambungan 1273K terlihat satu lapis reaksi paduan baru yang sangat tipis, tebal paduan baru ini terlihat jelas pada temperatur penyambungan 1373K. Struktur mikro antar muka sambungan pada temperatur 1373K tersusun atas 5 lapis reaksi paduan, sebagian besar berada pada daerah Ta-W.

Analisa SEM/EDX dilakukan untuk menjelaskan jenis fase yang terjadi pada masing-masing lapisan reaksi paduan antar muka. Tabel 1 memperlihatkan hasil SEM/EDX komposisi kimia dari masing-masing lapisan, yang diambil dari harga rata-rata 5 kali pengukuran. Analisa pada titik 1 adalah Ni₃Al karena jumlah prosen atom masih berada dalam daerah fase intermetalik Ni₃Al. Sedangkan titik 7 merupakan fase Ta-W dengan kandungan nikel yang sangat kecil.

Tabel 1 memperlihatkan komposisi zone I sebagai fase intermetalik NiAl. NiAl terbentuk pada daerah Ni₃Al dan merupakan hasil dari perubahan fase Ni₃Al ke fase NiAl sebagai akibat dari difusi atom Al yang berasal dari zone II Ni₃(Al,Ta). Peristiwa ini dikenal dengan istilah "back diffusion model" sesuai dengan pembahasan yang terdapat dalam paper sebelumnya [16]. Hasil pengamatan TEM mendukung hasil analisa SEM, yakni berdasarkan analisa diffraction pattern terlihat struktur latis B2 dengan superlatis paternnya yang terlihat jelas, parameter latis fase NiAl tersebut = 2,73 Å.

Tabel 1 : Komposisi kimia reaksi paduan sambungan Ta-W/Ni₃Al

Point Analisa	Ni	Al	W	Reaksi Paduan
1	72,2	17,8	0	Ni ₃ Al
2 (Zone I)	62,3	37,7	0,1	NiAl
3 (Zone II)	74,2	19,5	6,1	Ni ₃ (Al,Ta)
4 (Zone III)	72,5	0,5	24,6	Ni ₃ Ta + W
5 (Zone IV)	65,2	0,3	32,8	Ni ₂ Ta + W
6 (Zone V)	30,7	1,2	64,8	Ni-Ta-Al + W
7	0,7	0	95,3	Ta - W

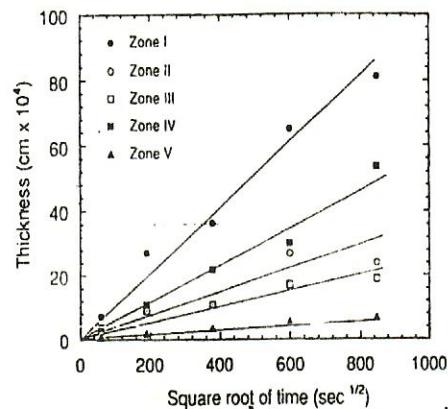
Zone II terbentuk sebagai hasil difusi Ta ke bagian Ni₃Al, mendorong Al keluar sehingga terbentuk fase stabil intermetalik Ni₃(Al,Ta). Hasil riset sebelumnya menyebutkan bahwa Ta berdifusi secara substitusi di dalam fase Ni₃Al karena besar diameter atom Ta yang mendekati atom Al. Ta menggeser kedudukan atom Al, batas maksimum (solid solution) atom Ta adalah lebih kecil dari 9 prosen atom [17]. Tabel 1 memperlihatkan Ta berada pada 6-8 prosen atom, jadi mendukung hasil riset tersebut. Hasil pengamatan TEM menunjukkan bahwa struktur reaksi paduan ini merupakan L1₂ dengan param-

eter latis = 3,549 Å. Hasil riset ini mendekati hasil riset sebelumnya [18].

Reaksi paduan zone III terbentuk di bagian Ta-W dan merupakan hasil difusi Ni ke bagian Ta-W. Perbandingan prosen atom pada Tabel 1 menunjukkan fase baru yang terbentuk adalah Ni₃Ta. Karlsson (1951) menemukan bahwa Ni₃Ta merupakan paduan dengan struktur latis orthorhombic TiCu₃-Doa [19]. Hasil analisa diffraction pattern pada penelitian ini mendukung pendapat Karlsson, dengan hasil perhitungan parameter latis a=5,02, b=4,22, c=4,48. Pengamatan dengan TEM juga memperlihatkan struktur mikro fase ini mempunyai presipitasi (precipitation) berbentuk bulatan-bulatan kecil tersebar merata di dalam butiran Ni₃Al. Hasil analisa TEM/EDAX menunjukkan bahwa presipitasi tersebut adalah W murni. Mengingat fase ini terdapat pada bagian Ta-W, jadi wolfram membentuk presipitasi di matrik Ni₃Ta. Pengamatan TEM menunjukkan bahwa batas permukaan sebelum penyambungan terdapat pada zone ini karena nampak berupa deretan void yang bersambungan.

Reaksi paduan yang terbentuk akibat Ni berdifusi lebih jauh ke dalam daerah Ta-W adalah fase IV. Analisa SEM/EDX memperlihatkan bahwa reaksi paduan adalah Ni₂Ta sebagai matrik dengan fase bulat wolfram sebagai presipitasi yang tersebar merata, dengan sedikit atom Al. Analisa diffraction pattern dengan TEM sangat sulit dilakukan karena lapisan ini sangat tipis. Sampai saat ini belum ada paper yang secara khusus membahas fase ini. Berdasarkan hasil analisa SEM/EDX, kemungkinan fase ini merupakan fase paduan tiga unsur antara Ni-Ta-Al.

Hubungan antara akar perubahan waktu perlakuan panas dan perubahan tebal reaksi paduan diperlihatkan pada Gambar 2. Setiap zone reaksi paduan membentuk



Gambar 2. Hubungan antara akar perubahan waktu perlakuan panas dan tebal reaksi paduan sambungan Ta-W/Ni₃Al

garis lurus, ini berarti perkembangan reaksi paduan mengikuti aturan difusi. Perubahan tebal reaksi paduan mengikuti dengan persamaan

$$X = kvt \dots\dots\dots 1$$

Dimana :

- X = tebal reaksi paduan, cm
- k = konstanta kecepatan reaksi, cm sec^{-1/2}
- t = waktu, s

Persamaan 1 disebut *parabolic law* [21]. Jadi dari Gambar 2 dapat diketahui setiap zone mengikuti *parabolic law*, juga dapat ditentukan konstanta kecepatan reaksi masing-masing zone yang diperlihatkan pada Tabel 2.

Tabel 2 : Konstanta kecepatan reaksi masing masing fase pada sambungan Ta-W/Ni₃Al

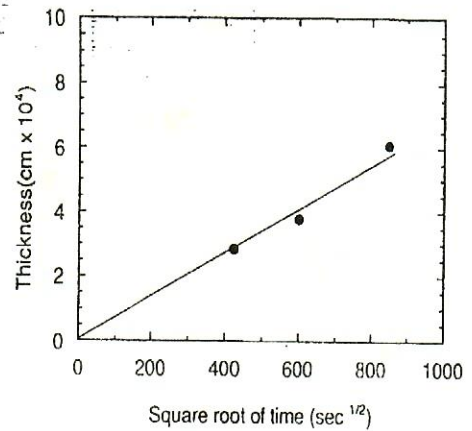
Zone	Konstanta Kecepatan Reaksi (cm sec ^{-1/2})
Zone I (NiAl)	104
Zone II (Ni ₃ (Al,Ta))	42,6
Zone III (Ni ₃ Ta + W)	25
Zone IV (Ni ₂ Ta + W)	60,2
Zone V (Ni-Ta-Al + W)	10,2

3.2. Struktur mikro antar muka sambungan W/Ni₃Al

W dan Ni₃Al mulai bisa disambung pada temperatur 1273K, lebih tinggi seratus derajat dibandingkan sambungan Ta-W/Ni₃Al, hal ini disebabkan karena difusi antar elemen lebih sukar terjadi pada suhu yang lebih rendah. Berbeda dengan sambungan Ta-W/Ni₃Al, sambungan W/Ni₃Al tidak mempunyai reaksi paduan sebagai mana dibahas pada paper sebelumnya[22].

Pengamatan struktur mikro menunjukkan perubahan prosentase atom Ni pada Ni₃Al tidak mempengaruhi karakteristik struktur mikro sambungan, baik pada kondisi setelah proses penyambungan maupun setelah perlakuan panas [14]. Struktur mikro sambungan nampak seperti garis lurus, tidak nampak adanya reaksi paduan baru di antar muka baik pada kondisi setelah disambung ataupun perlakuan panas pada 1373K sampai 720 ks. Hasil pengamatan ini sesuai dengan diagram fase baik hubungan antara dua elemen (Ni-Al) maupun tiga elemen (Ni-Al-W)[23]. Yang terjadi adalah daerah *solid solution* di sekitar antar muka yaitu masuknya elemen Ni dan Al ke bagian W sehingga menjadi *solid solution* Ni₃(Al,W). *Solid solution* Ni₃(Al,W) mempunyai struktur mikro sama dengan Ni₃Al sehingga berdasarkan pengamatan SEM keduanya tidak bisa dibedakan. Tebal Ni₃(Al,W) di daerah W bertambah sesuai pertambahan waktu perlakuan panas.

Gambar 3 memperlihatkan hubungan antara akar perubahan waktu dan perubahan tebal paduan Ni₃(Al,W), dari gambar nampak hubungan berupa garis lurus, ini berarti perkembangan pembentukan paduan mengikuti aturan difusi. Berdasarkan persamaan 2.1 dapat diketahui perkembangan fase paduan mengikuti aturan *parabolic law*. Konstanta kecepatan pembentukan



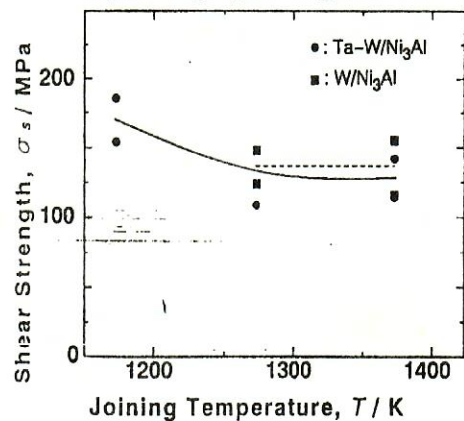
Gambar 3. Hubungan antara akar perubahan waktu perlakuan panas dan tebal paduan Ni₃(Al,W)

paduan Ni₃(Al,W) adalah $6,5 \times 10^{-7}$ cm sec^{0.5}, jauh lebih kecil dibandingkan kecepatan fase-fase reaksi paduan pada sambungan Ta-W/Ni₃Al. Ini berarti struktur mikro sambungan W/Ni₃Al lebih stabil pada temperatur tinggi dibandingkan sambungan Ta-W/Ni₃Al.

Akibat adanya difusi Ni dan Al untuk membentuk fase Ni₃(Al,W) di daerah W maka di bagian Ni₃Al dekat antar muka terbentuk *void* yang disebut *Kirkendall void*. Hal ini dapat dijelaskan karena stabilitas yang tinggi dari struktur Ni₃Al, maka apabila kandungan Ni dan Al berkurang maka didalam fase tersebut akan mudah terbentuk *Kirkendall void*[24]. Mengingat elemen W berada di fase Ni₃Al pada kedudukan posisi latis yang sama dengan Al maka kandungan Al tidak berubah banyak, jadi dalam penelitian ini *void* terbentuk di daerah Ni₃Al karena adanya difusi Ni yang berlebihan ke bagian W. *Kirkendall void* yang terbentuk di daerah Ni₃Al sejenis dengan hasil pengamatan pada sambungan Ni/Ni₃Al[25,26].

3.3. Kekuatan Sambungan

Gambar 4 menunjukkan hubungan antara perubahan temperatur penyambungan dan kekuatan geser untuk sambungan Ta-W/Ni₃Al dan W/Ni₃Al. Kekuatan sambungan Ta-W/Ni₃Al dipengaruhi oleh perubahan temperatur penyambungan, semakin tinggi



Gambar 4. Hubungan antara perubahan temperatur penyambungan dan kekuatan geser sambungan

temperatur penyambungan kekuatan sambungan menurun. Akan tetapi, kekuatan sambungan W/Ni₃Al tidak dipengaruhi oleh perubahan temperatur penyambungan, tetap stabil walaupun temperatur ditinggikan.

Perbedaan karakteristik kedua sambungan ini dapat diterangkan berdasarkan perbedaan struktur mikro sambungan. Sambungan Ta-W/Ni₃Al mempunyai reaksi paduan yang berlapis di antar muka, kekuatan sambungan menurun karena perubahan tebal reaksi produk. Hal ini didukung oleh hasil pengamatan setelah uji geser dan pengamatan patahan dengan SEM. Semua patahan terjadi di reaksi paduan. Hasil pengamatan patahan menunjukkan terjadi perubahan mode patahan, pada temperatur penyambungan rendah terlihat adanya patahan campuran antara patahan batas butir dan di *solid solution*. Patahan di *solid solution* terjadi karena di daerah itu belum terbentuk reaksi paduan. Patahan pada suhu 1273K dan 1373K terjadi di batas butir, semakin tinggi temperatur penyambungan nampak semakin besar butiran reaksi produk sehingga semakin rendah kekuatan sambungan.

Kestabilan kekuatan kedua sambungan pada temperatur tinggi diperlihatkan pada gambar 5. Gambar 5 memperlihatkan hubungan antara perubahan waktu perlakuan panas dan kekuatan sambungan sambungan Ta-W/Ni₃Al dan W/Ni₃Al. Kekuatan sambungan Ta-W/Ni₃Al menurun drastis dengan semakin lamanya waktu perlakuan panas. Akan tetapi, kekuatan sambungan W/Ni₃Al rata-rata stabil pada perpanjangan waktu perlakuan panas.

Tebal reaksi paduan sambungan Ta-W/Ni₃Al bertambah sesuai dengan pertambahan waktu perlakuan panas. Pertambahan ini diikuti pula oleh semakin besarnya butiran reaksi paduan. Hal ini menyebabkan semakin rendahnya kekuatan sambungan. Pengamatan alur retak pada patahan setelah uji tarik menunjukkan patahan terjadi pada zone II yang berdekatan dengan zone III.

Pascoe dan Newey menemukan bahwa bila NiAl mempunyai komposisi elemen Ni yang bergeser dari komposisi stoichiometric maka material tersebut

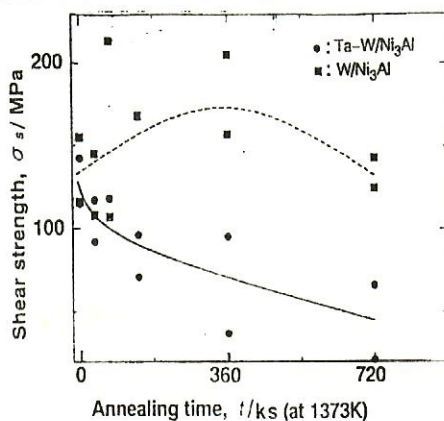
mempunyai sifat rapuh[27]. Pengamatan dengan SEM/EDX (tabel1) menunjukkan bahwa komposisi zone I-NiAl bergeser dari komposisi *stoichiometric*, akan tetapi retak ini tidak menjalar pada zone I, berarti masih ada zone lain yang lebih rapuh. Aoki melaporkan bahwa paduan tiga elemen Ni₃(Al,Ta) mempunyai sifat yang sangat rapuh [28]. Penelitian ini menunjukkan patahan terjadi pada zone II-Ni₃(Al,Ta), hasil ini mendukung penelitian Aoki. Zone III (Ni₃Ta-W), zone IV (Ni₂Ta-W) dan zone V NiTaAl-W, berdasarkan pengamatan TEM masing-masing zone tersebut mempunyai presipitasi W yang berbentuk bulat dan tersebar secara merata baik di batas butir maupun di dalam butir. Presipitasi W ini memperkuat masing-masing zone tersebut maka ketiga zone tersebut dapat dianggap mempunyai kekuatan yang lebih tinggi dari zone II.

Kekuatan sambungan W/Ni₃Al tidak dipengaruhi oleh perubahan temperatur penyambungan. Hal ini disebabkan karena tidak terbentuk reaksi paduan di antar muka meskipun temperatur penyambungan dinaikkan. Juga adanya interdifusi di antar muka, Ni ke bagian W dan W ke bagian Ni₃Al yang dapat dianggap memperkuat ikatan sambungan W/Ni₃Al. Pengamatan bentuk patahan setelah uji geser dengan SEM menunjukkan patahan terjadi di *solid solution* Ni₃(Al,W). Beberapa patahan terjadi pada *Kirkendall void*, tetapi belum dapat diketahui pengaruh *void* ini mengingat kekuatan sambungan tetap stabil.

Kestabilan sambungan W/Ni₃Al sangat baik pada suhu tinggi karena meskipun diberikan perlakuan panas dalam jangka waktu yang cukup panjang (720 ks) kekuatan sambungan tidak mengalami penurunan. Hal ini disebabkan karena meskipun diberi perlakuan panas, tidak terbentuk reaksi paduan baru di antar muka, hanya tebal fase *solid solution* Ni₃(Al,W) bertambah ke arah daerah W dan volume *Kirkendall void* bertambah. Pengamatan patahan setelah uji tarik memperlihatkan patahan terjadi di daerah *solid solution* dan beberapa di *Kirkendall void*. Pengaruh *Kirkendall void* tidak nampak karena meskipun volumenya bertambah tidak mempengaruhi kekuatan antar muka.

4. KESIMPULAN

- Reaksi paduan terdapat di struktur mikro antar muka sambungan Ta-W/Ni₃Al. Tebal reaksi paduan semakin besar bila semakin tinggi temperatur sambungan dan semakin lama perlakuan panas. Reaksi paduan pada suhu 1373K terdiri dari 4 lapisan fase antara lain : NiAl, Ni₃(Al,Ta), Ni₃Ta+W, Ni₂Ta+W dan paduan Ni-Al-Ta+W. Reaksi paduan terbentuk secara difusi dan mengikuti *parabolic law*.
- Pengamatan struktur mikro sambungan W/Ni₃Al memperlihatkan bentuk antar muka nampak seperti garis tanpa reaksi paduan. Hasil pengamatan yang sama pada antar muka sambungan W/Ni₃Al setelah mengalami perlakuan panas pada 1373K sampai 720ks.



Gambar 5. Hubungan antara perubahan waktu perlakuan panas dan kekuatan geser sambung

- c) Reaksi paduan di antar muka menurunkan kekuatan sambungan Ta-W/Ni₃Al. Kekuatan sambungan Ta-W/Ni₃Al menurun drastis apabila tebal reaksi paduan bertambah. Akan tetapi, kekuatan sambungan W/Ni₃Al tetap stabil karena tidak diketemukan reaksi paduan di antar muka.
- d) Retak patahan sambungan Ta-W/Ni₃Al terjadi pada fase Ni₃(Al, Ta) karena fase ini paling lemah diantara fase-fase yang lain. Meskipun patahan pada sambungan W/Ni₃Al terjadi di *Kirkendall void*, tetapi belum diketemukan pengaruh *void* ini secara langsung pada kekuatan sambungan.

5. DAFTAR PUSTAKA

- [1]. C.M. WARD-CLOSE, R. MINOR, and P.J. DOORBAR, *Intermetallics*, 1996, **4**, 217.
- [2]. C.T. LIU, C.L. WHITE, and J.A. HORTON, *J. Acta Metall.*, 1985, **33**, 231.
- [3]. T.G. NIEH, K.R. FORBERS, T.C. CHOU, and J. WARDWOTH, *Development in Ceramics and Metal-matrix Composites*, edited by Kamleswar Upadhy, The Minerals, Metals and materials Society, 85, (1991).
- [4]. K. AOKI and O. IZUMI, *Trans. J. Japan Inst. Met.*, 1979, **43**, 1190.
- [5]. E.P. GEORGE, C.T. LIU and R.A. PADGETT, *Scripta Met.*, 1989, **23**, 979.
- [6]. A. CHIBA, S. HANADA and S. WATANABE, *Proc. Inter. Simp. on Intermetall. Compound, Structural and Mechanical Properties*, edited by O. Izumi, The Japan Institute of Metals, 445, (1991).
- [7]. J.M. YANG, W.H. KAO and C.T. LIU, *Metall. Trans. A*, 1989, **20A**, 2459.
- [8]. J.M. YANG, W.H. KAO and C.T. LIU, *Mater.Sci.Eng. A*, 1989, **107**, 81.
- [9]. G.E. FUCHS, *Metal. Cer. Mat.Comp., Process. Model. Hech. Behav. Proc.*, edited by R.B. Bhagat, A.H. Cluer, P. Kumar and A.M. Ritter, The Minerals Metal & material Society, 391, (1990).
- [10]. C.G. MCKAMEY and C.A. CARMICHAEL, *Mat.Res.Soc.Symp.Proc.*, 1991, **213**, 1051.
- [11]. J.H. SCHENEIBEL, E.P. GEORGE, C.G. MCKAMEY, E.K. CHINER, M.L. SANTELLA and CORMICHEL, *J.Mater.Res.*, 1991, **6(8)**, 1673.
- [12]. O. SAHIN, S. NOURBAKHS, W.H. RHEE, and H. MARGOLIN, *Metall. Trans. A*, 1992, **23A**, 3151.
- [13]. C.G. MCKAMEY, G.L. POVIRK, J.A. HORTON, T.N. TIEGS and E.K. OHNIER, *Proc. Mat.Res.Soc.*, 1989, **133**, 609.
- [14]. JUJUR I. N., *Metal Indonesia*, 1995, **017**, 3.
- [15]. JUJUR I. N., *Pengolahan Bahan dan Kajian Industri*, 19, 1994, Dit. PIPR-PI, BPP Teknologi.
- [16]. T.C. CHOU, Y.T. CHOU, *J. Mat.Sci. Letters*, 1985, **4**, 1340.
- [17]. S. OCHIAI, Y.OYA and T. SUZUKI, *Acta Metall.*, 1984, **32**, 289.
- [18]. P. NASH and D.R.F. WEST, *Metal Science*, 1984, **13**, 670.
- [19]. N. KARLSSON, *J.Inst. Metals*, 1951, **79**, 391.
- [20]. B.C. GIESSEN and N.J. RIECK, *Trans. Of Metall Society of AIME*, 1967, **239**, 1372.
- [21]. ZHANG ZHIMING, WEI KEITAI, *Porc. Interfaces in Metal-ceramics Composites*, edited by R. Y. Lin, R.J. Arsenault, G.P. Martins and S.G. Fishman, (The minerals, Metals and Material Society, 259, (1989).
- [22]. JUJUR I N., S. HANADA, *Mater.Sci.Eng.*, 1995, **A192/193**, 848.
- [23]. Z.M. Alekseeva, *Ternary Alloy*, Edited by G. Petzow and G. Effenberg, Germany VCH7, 483, (1993).
- [24]. S. OCHIAI, Y. OYA and T. SUZUKI, *Acta Metall.*, 1984, **32**, 289.
- [25]. M.M.P. JANSEN and G.D. RIECK, *Trans. Of Metall Society of AIME*, 1967, **239**, 1372.
- [26]. T.C. CHOU, Y.T. CHOU, *J. Mat. Sci. Letters*, 1985, **4**, 1340.
- [27]. R.T. PASCOE and C.W.A. NEWWEY, *Met.Sci.J.*, **2**, 1968, 138.
- [28]. K. AOKI, K. ISHIKAWA and T. MASUMOTO, *Scripta Metall. Mater.*, 1993, **29**, 651.