

PERANAN UNSUR REFRAKTORI DIDALAM NICKEL-BASED SUPERALLOYS: SUATU REVIEW

Efendi Mabru

Pusat Penelitian Metalurgi-LIPI

Kawasan Puspiptek Gd.470, Serpong Tangerang 15314

Email: effe004@lipi.go.id, efendi_lipi@yahoo.com

Intisari

Nickel based superalloys digunakan secara luas sebagai sudu turbin gas mesin pesawat dan pembangkit listrik karena memiliki kapabilitas suhu tinggi yang dapat mempertahankan kekuatan struktur dan stabilitas permukaan. Penambahan unsur refraktori terutama rhenium (Re) ke dalam superalloy berbasis nikel berpengaruh besar terhadap peningkatan kekuatan mekanik pada suhu tinggi khususnya ketahanan terhadap creep. Akan tetapi penambahan dengan jumlah yang besar akan mengakibatkan munculnya fasa TCP yang tidak diinginkan pada kondisi operasi suhu tinggi. Tulisan ini akan mengulas “the role” dari unsur Re ini di dalam superalloy berbasis nikel terutama dikaitkan dengan faktor-faktor penting di dalam material suhu tinggi. Faktor-faktor yang diulas adalah koefisien partisi, misfit kisi, dan perilaku interdifusi unsur rhenium didalam paduan nikel. Akan diulas juga pengembangan nickel based superalloys generasi keempat yang mengandung komposisi yang cocok antara Re dan Ru.

Kata kunci: Superalloy, Nikel, Rhenium, Ruthenium, Fasa topologically close packed

Abstract

Nickel based superalloys are widely used in the aircraft engine and in the land-based gas turbine as the blade material due to its high temperature capability to maintain structural strength and surface stability at elevated temperatures. The addition of refractory elements, particularly rhenium into single crystal nickel based superalloys increases high temperature mechanical properties remarkably especially creep resistance. However, the addition of refractory elements in a large amount in the superalloys induces the formation of the deleterious TCP phases at high temperature. This paper overviews the role of rhenium in the single crystal nickel based superalloys in relation with the important factors in the high temperature processes such as partition coefficient, lattice misfit and interdiffusion behavior of rhenium in the superalloys. In addition, the development of the fourth generation of single crystal nickel based superalloys containing rhenium and ruthenium is discussed briefly.

Keywords : Superalloys, Nickel, Rhenium, Ruthenium, Topologically close packed phases

PENDAHULUAN

Nickel based superalloys merupakan paduan logam yang memiliki kapabilitas suhu tinggi yang dapat mempertahankan kekuatan struktur dan stabilitas permukaan pada suhu tinggi sehingga banyak digunakan sebagai sudu turbin (*turbine blade*) di dalam mesin pesawat dan turbin gas pembangkit listrik. Struktur mikro *nickel based superalloys* terdiri dari fasa fcc- γ sebagai matrik dan fasa $L1_2$ - γ' berbasis Ni_3Al sebagai presipitat. Fraksi volume fasa γ' umumnya sekitar 65-70% di *nickel based superalloys* kristal tunggal

modern untuk memberikan efek penguatan yang maksimum. Efek penguatan maksimum dicapai apabila matrik merupakan fasa homogen dan fasa γ' terdistribusi dengan merata. Mekanisme penguatan tambahan berasal dari penambahan unsur pepadu untuk membentuk larutan padat di dalam matrik dan penambahan unsur yang mengisi kisi Al di dalam fasa γ' .

Komposisi kimia *nickel based superalloys* kristal tunggal telah mengalami perkembangan yang signifikan semenjak paduan generasi pertama berbutir kolumnar dikembangkan sampai

paduan generasi ketiga yang lebih maju ^[1]. Komposisi kimia ketiga generasi *nickel based superalloys* ini dicirikan dengan kandungan unsur rhenium (Re), di mana paduan generasi pertama tidak mengandung Re, paduan generasi kedua mengandung 3% berat Re dan paduan generasi ketiga mengandung maksimum 6% berat Re.

Komposisi kimia *nickel based superalloys* kristal tunggal generasi pertama sampai generasi ketiga ditampilkan di dalam Tabel 1 ^[1]. Pada umumnya *nickel based superalloys* kristal tunggal mengandung sekitar sepuluh unsur pepaduan yang berpartisipasi ke fasa matrik γ atau ke presipitat γ' . Unsur pepaduan yang berpartisipasi ke fasa matrik γ untuk membentuk larutan padat Co, Cr, Mo, W, Re, sedangkan yang berpartisipasi ke presipitat γ' adalah Al, Ti, Nb and Ta. Unsur pembentuk fasa γ memperkuat matrik sementara unsur pembentuk γ' mengontrol morfologi, fraksi volume dan distribusi presipitat γ' . Selain itu Cr dan Al adalah unsur pepaduan yang bertanggung jawab terhadap sifat kestabilan permukaan pada suhu tinggi dengan membentuk masing-masing oksida pelindung Cr_2O_3 and Al_2O_3 . Perbaikan sifat-sifat mekanik dan kestabilan permukaan kemudian dilakukan dengan menyeimbangkan komposisi berbagai unsur-unsur pepaduan ini ^[1], sementara mempertahankan kestabilan fasa paduan tanpa adanya fasa yang merusak.

Penambahan unsur refraktori ke dalam *nickel based superalloys* kristal tunggal memainkan peranan yang penting dalam pencapaian kekuatan mekanik suhu tinggi khususnya ketahanan *creep* ^[1,2,3]. Terutama, peningkatan yang sangat signifikan terhadap kapabilitas suhu tinggi dicapai dengan penambahan Re ^[1]. Sejalan dengan itu, kandungan total unsur refraktori (Re, W, Mo, Ta) semakin meningkat pada *nickel based superalloys* generasi berikutnya sampai generasi ketiga. Selain itu karena unsur-unsur refraktori ini berpartisipasi ke dalam fasa matrik γ , jumlah kandungan unsur

pembentuk γ yang lain terutama Cr menurun dari sekitar 80-10% pada paduan generasi pertama ke 2-4,5 % pada paduan generasi ketiga. Pengurangan kandungan Cr di dalam *nickel based superalloys* yang mengandung unsur refraktori dengan jumlah yang tinggi adalah suatu usaha untuk menghindari kondisi lewat jenuh (supersaturation) larutan padat fasa matrik. Kondisi lewat jenuh ini akan berakibat terjadinya ketidakstabilan struktur mikro oleh pembentukan fasa TCP (*Topologically close packed*) kaya Re yang tidak diharapkan. Fasa TCP ini getas dan melemahkan *nickel based superalloys* terutama terhadap ketahanan *creep*.

Tulisan ini akan mengulas peran (*the role*) unsur refraktori Re di dalam *nickel based superalloys* terutama dikaitkan dengan faktor-faktor penting di dalam material suhu tinggi. Faktor-faktor yang diulas adalah koefisien partisi, *lattice misfit*, dan perilaku interdifusi unsur-unsur refraktori didalam paduan nikel. Akan diulas juga peran unsur ruthenium (Ru) dalam menghambat presipitasi fasa TCP pada *nickel based superalloys* dengan kandungan Re yang tinggi.

KAPABILITAS SUHU TINGGI NICKEL BASED SUPERALLOYS

Upaya untuk meningkatkan efisiensi turbin gas memunculkan kebutuhan untuk meningkatkan suhu operasi sistem turbin. Sebagai konsekuensi *nickel based superalloys* kristal tunggal yang digunakan di dalam turbin gas harus ditingkatkan kapabilitas suhu tingginya. Kapabilitas suhu tinggi berkaitan dengan kemampuan paduan dalam mempertahankan sifat mekanik pada operasi suhu tinggi. Pada awalnya peningkatan kapabilitas suhu tinggi yang signifikan dicapai melalui perbaikan didalam teknologi pengecoran dari yang menghasilkan paduan polikristal, kolumnar sampai paduan kristal tunggal. Peningkatan kapabilitas suhu tinggi pada paduan ini berkaitan dengan penghilangan batas butir terutama pada titik pertemuan

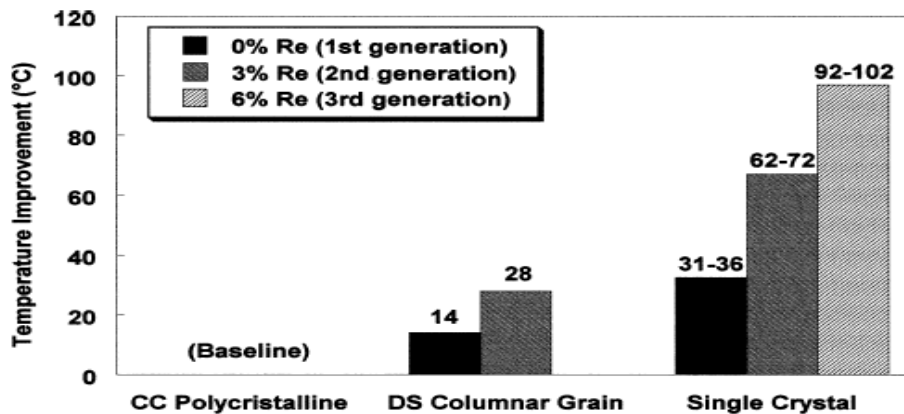
tiga buah butiran (*triple point*) sebagai tempat-tempat terjadinya inisiasi deformasi *creep* melalui pergeseran batas butir (*grain boundary sliding*).

Peningkatan kapabilitas suhu tinggi yang signifikan selanjutnya dicapai dengan penambahan unsur refraktori Re ke dalam *nickel based superalloys* kristal tunggal generasi kedua dan ketiga masing-masing

3 dan 6 % berat. Gambar 1 menampilkan tipikal perbaikan kapabilitas suhu tinggi *nickel based superalloys* butir kolomnar dan kristal tunggal terhadap paduan polikristal yang diestimasi dari uji *stress rupture* pada 982°C dan 248 Mpa^[4]. Pada gambar ditampilkan juga peningkatan oleh penambahan Re ke dalam *nickel based superalloys* kristal tunggal.

Tabel 1. Komposisi kimia (% berat) *nickel based superalloys* kristal tunggal^[1]

Paduan	Cr	Co	Mo	W	Ta	Re	V	Nb	Al	Ti	Hf	Ni
Generasi Pertama												
PWA 1480	10	5	0	4	12	0	0	0	5	1.5	0	bal.
PWA 1483	12.8	9	1.9	3.8	4	0	0	0	3.6	4	0	bal.
Rene N4	9	8	2	6	4	0	0	0.5	3.7	4.2	0	bal.
SRR 99	8	5	0	10	3	0	0	0	5.5	2.2	0	bal.
RR 2000	10	15	3	0	0	0	1	0	5.5	4	0	bal.
AM1	8	6	2	6	9	0	0	0	5.2	1.2	0	bal.
AM3	8	6	2	5	4	0	0	0	6	2	0	bal.
CMSX-2	8	5	0.6	8	6	0	0	0	5.6	1	0	bal.
CMSX-3	8	5	0.6	8	6	0	0	0	5.6	1	0.1	bal.
CMSX-6	10	5	3	0	2	0	0	0	4.8	4.7	0.1	bal.
CMSX-11B	12.5	7	0.5	5	5	0	0	0.1	3.6	4.2	0.04	bal.
CMSX-11C	14.9	3	0.4	4.5	5	0	0	0.1	3.4	4.2	0.04	bal.
AF 56 (SX 792)	12	8	2	4	5	0	0	0	3.4	4.2	0	bal.
SC 16	16	0	3	0	3.5	0	0	0	3.5	3.5	0	bal.
Generasi Kedua												
CMSX-4	6.5	9	0.6	6	6.5	3	0	0	5.6	1	0.1	bal.
PWA 1484	5	10	2	6	9	3	0	0	5.6		0.1	bal.
SC 180	5	10	2	5	8.5	3	0	0	5.2	1	0.1	bal.
TUT 92	8.7	0	1.2	7	6.2	0.8	0	0	5.4	1.2	0	bal.
Rene N5	7	8	2	5	7	3	0	0	6.2	0	0.2	bal.
Generasi Ketiga												
CMSX-10	2	3	0.4	5	8	6	0	0.1	5.7	0.2	0.03	bal.
Rene N6	4.2	12.5	1.4	6	7.2	5.4	0	0	5.8	0	0.15	bal.
TMS-75	3	12	2	6	6	5	0	0	6	0	0.1	bal.
TMS-80	2.9	11.6	1.9	5.8	5.8	4.9	0	0	5.8	0	0.1	bal.



Gambar 1. Tipikal perbaikan kapabilitas suhu tinggi *nickel based superalloys* kolomnar dan kristal tunggal terhadap paduan polikristal yang diestimasi dari uji *stress rupture* pada 982°C dan 248 MPa [4]

KOEFISIEN PARTISI /DISTRIBUSI

Koefisien partisi suatu unsur merupakan perbandingan konsentrasi di dalam suatu fasa terhadap fasa yang lain sehingga dapat memberikan informasi tentang perilaku distribusi unsur tersebut di dalam paduan. Secara matematis koefisien partisi (distribusi) dinyatakan dengan persamaan :

$$k_X^{\gamma/\lambda} = \frac{c_X^{\gamma'}}{c_X^{\gamma}} \quad (1)$$

Dimana $k_X^{\gamma/\lambda}$ koefisien partisi unsur X, $c_X^{\gamma'}$ konsentrasi unsur X di dalam fasa γ' dan c_X^{γ} konsentrasi unsur X di dalam fasa γ . Jika unsur X memiliki nilai $k_X^{\gamma/\lambda}$ lebih dari 1, maka X merupakan unsur pembentuk γ' , sedangkan jika nilai $k_X^{\gamma/\lambda}$ berada pada selang $0 < k_X^{\gamma/\lambda} < 1$, maka X merupakan unsur pembentuk larutan padat fasa γ .

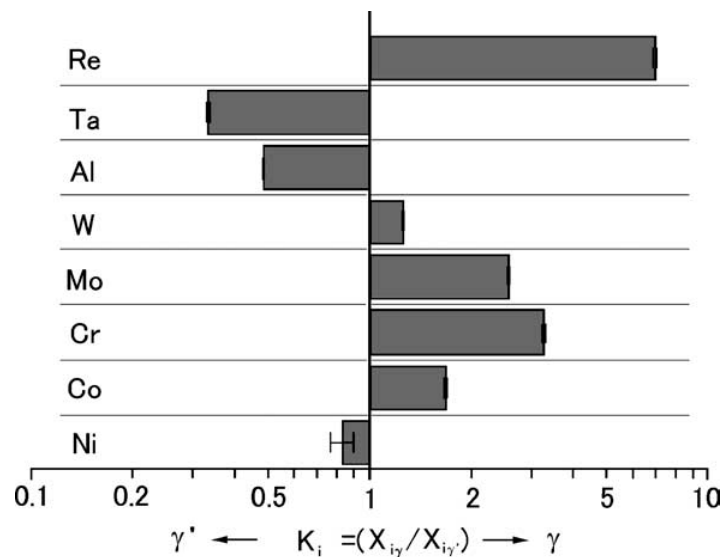
Beberapa peneliti melaporkan hasil pengukuran koefisien partisi pada berbagai jenis *nickel based superalloys* dan hasilnya ditampilkan oleh Tabel 2 [5-9,11,12]. Dari Tabel 2 dapat dilihat bahwa pada *nickel based superalloys* CMSX-4 (generasi

kedua) dengan kandungan Re sebesar 3% berat dan CMSX-10 (generasi ketiga) dengan kandungan Re sebesar 6% berat, unsur Al, Ti dan Ta memiliki nilai $k_X^{\gamma/\lambda} > 1$ yang berarti merupakan unsur pembentuk γ' (Ni_3Al), sedangkan Cr Co dan unsur refraktori Re, Mo, W memiliki nilai koefisien partisi $k_X^{\gamma/\lambda}$ berada pada selang $0 < k_X^{\gamma/\lambda} < 1$ yang berarti terdistribusi ke dalam fasa matrik γ . Di antara unsur refraktori yang lain Re memiliki nukai $k_X^{\gamma/\lambda}$ yang paling kecil yang menunjukkan bahwa Re terdistribusi paling kuat ke dalam fasa γ membentuk larutan padat. Sementara itu hasil yang sama dilaporkan oleh T. Yokokawa *et al* [13] yang mengukur koefisien partisi unsur-unsur di dalam *nickel based superalloys* TMS-75 (generasi ketiga) dengan menggunakan EPMA (*Electron Probe Micro Analyzer*). Mereka melaporkan bahwa Co, Cr, Mo, W dan Re berpartisi ke dalam fasa γ , sedangkan Al dan Ta berpartisi ke dalam fasa γ' . Hasil pengukuran koefisien partisi untuk *nickel based superalloys* TMS-75 ditampilkan oleh Gambar 2.

Tabel 2. Koefisien partisi unsur-unsur di dalam *nickel based superalloys* [5-9,11,12]

Alloy	Ni	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ta	Nb	Re	other	Ref.
IN 713C	1.2	0.2	–	–	0.4	2.5	12.0	–	inf.	–	–	[6]
IN 100	1.5	0.2	0.4	–	0.2	3.1	19.3	–	–	–	V inf.	[6]
CMSX 2	1.0	0.1	0.4	0.9	–	5.4	4.8	30.3	–	–	–	[7]
PWA 1480	1.4	0.1	0.3	0.8	–	5.2	22.0	8.0	–	–	–	[7]
SC 16	1.2	0.2	–	–	0.2	4.5	5.9	2.7	–	–	–	[8]
CMSX-4 (dc)	1.7	0.1	0.3	0.7	0.3	7.4	15.0	12.6	–	0.1	–	[9]
CMSX-4 (idr)	1.7	0.1	0.3	0.7	0.3	–	21.0	18.4	–	0.1	–	[9]
CMSX-10 (dc)	1.3	0.2	0.3	0.8	0.4	7.2	5.8	12.3	–	0.1	–	[11]
CMSX-10 (idr)	1.3	0.2	0.3	0.7	0.4	2.3	3.6	31.2	–	0.1	–	[11]
CMSX-11B (dc)	1.3	0.1	0.3	0.2	0.1	6.2	16.8	20.5	–	–	–	[12]

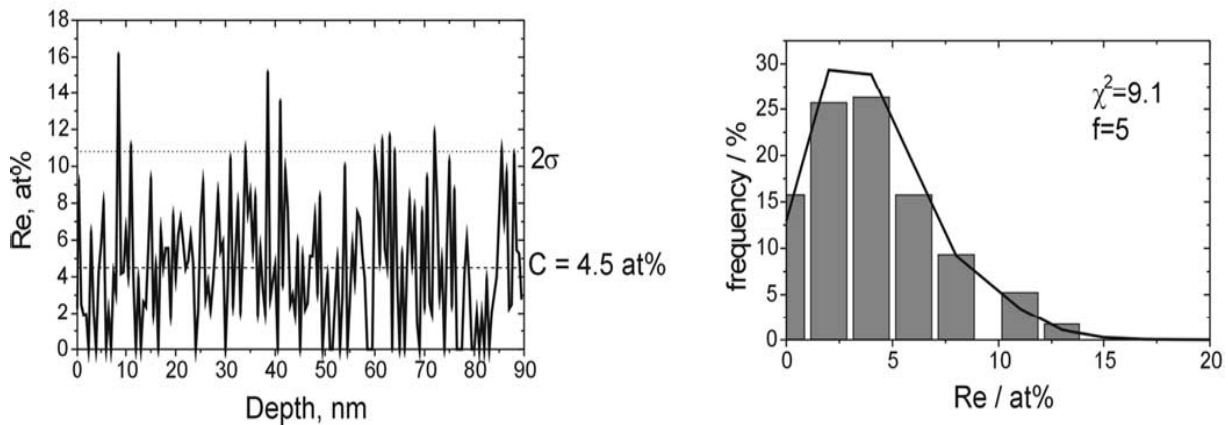
dc: dendrite core, idr: interdendritic region.



Gambar 2. Koefisien partisi unsur-unsur di dalam *nickel based superalloys* TMS-75 [13]

J.Rusing et al [14] selain melaporkan hasil yang sama dengan peneliti lainnya tentang partisi Re yang kuat ke dalam fasa γ , juga melaporkan penemuan mereka yang penting untuk mendukung argumen bahwa Re berkontribusi besar terhadap penguatan *nickel based superalloys*. Melalui analisa statistik terhadap data 3DAP (*Three-Dimensional Atom Probe*) mereka melaporkan bahwa Re terdistribusi secara heterogen di dalam fasa γ dan membentuk kluster atom dengan ukuran 1 nm dengan jarak rata-rata 20 nm. Gambar

3 (a) menampilkan profil konsentrasi Re di dalam fasa γ yang menunjukkan adanya kulster atom (*atomic clustering*) 10 nm, 40 nm dan 70 nm. Sedangkan Gambar 3 (b) menampilkan frekuensi distribusi konsentrasi Re yang menunjukkan ketidakhomogenan distribusi Re di dalam fasa γ . Pembentukan kluster atom Re di dalam fasa γ menyumbangkan efek penguatan yang besar terhadap *nickel based superalloys* melalui penghambatan pergerakan dislokasi.



Gambar 3. (a) Profil konsentrasi Re vs. kedalaman dari fasa γ (b) frekuensi distribusi konsentrasi menggunakan data yang sama dengan (a) ^[14]

Pengamatan distribusi Re di antarmuka γ/γ' menggunakan 3DAP dilakukan oleh P.J. Warren *et al* ^[15,16] terhadap spesimen *nickel based superalloys* generasi ketiga RR3000 yang telah mengalami *creep*. Mereka melaporkan hasil penelitiannya bahwa terjadi penumpukan Re yang dibatasi oleh difusi karena penolakan solut (unsur terlarut) di depan partikel γ' yang sedang tumbuh. Penumpukan Re ini membentuk Re *bow-wave* di antarmuka γ/γ' pada sisi fasa γ . Karena difusifitas Re yang lambat, Re *bow-wave* yang lebar ini akan menghambat pertumbuhan dan pembesaran fasa γ' sehingga meningkatkan kestabilan struktur mikro pada proses *creep* suhu tinggi. Profil konsentrasi yang menunjukkan penumpukan Re (Re *bow-wave*) di dalam fasa γ di depan fasa γ' terelongasi yang sedang tumbuh ditampilkan oleh Gambar 4 ^[15].

Sejalan dengan hasil-hasil di atas, studi First Principle yang dilakukan oleh P.Peng *et al* ^[16] menunjukkan bahwa Re menempati kisi Ni di daerah antarmuka berdasarkan urutan preferensi : blok γ -Ni, antarmuka koheren (002), blok γ' -Ni₃Al. Mereka menemukan pula bahwa penambahan Re ke dalam lapisan antarmuka koheren meningkatkan kekuatan ikatan antarmuka γ/γ' . Efek penguatan Re terhadap antarmuka γ/γ' disumbangkan oleh interaksi elektronik yang kuat (meliputi ikatan ionik dan

kovalen) antara atom-atom Ni-Re terdekat (FNN-*first nearest neighbor*) dari pada ikatan antara atom-atom Ni-Ni terdekat. Karena antarmuka γ/γ' merupakan daerah yang paling lemah di dalam *nickel based superalloys* kristal tunggal, hasil studi ini menunjukkan bahwa penambahan Re ke dalam lapisan antarmuka koheren meningkatkan kekuatan *rupture* dari *nickel based superalloys* kristal tunggal.

MISFIT KISI (LATTICE MISFIT)

Karena Re (N.A. 75) yang memiliki ukuran atom yang relatif jauh lebih besar dibandingkan Ni (N.A. 28) terdistribusi kuat ke dalam fasa γ maka akan mengekspansi konstanta kisi fasa γ dan memperbesar misfit kisi δ antara matrik γ dan presipitat γ' berdasarkan hubungan :

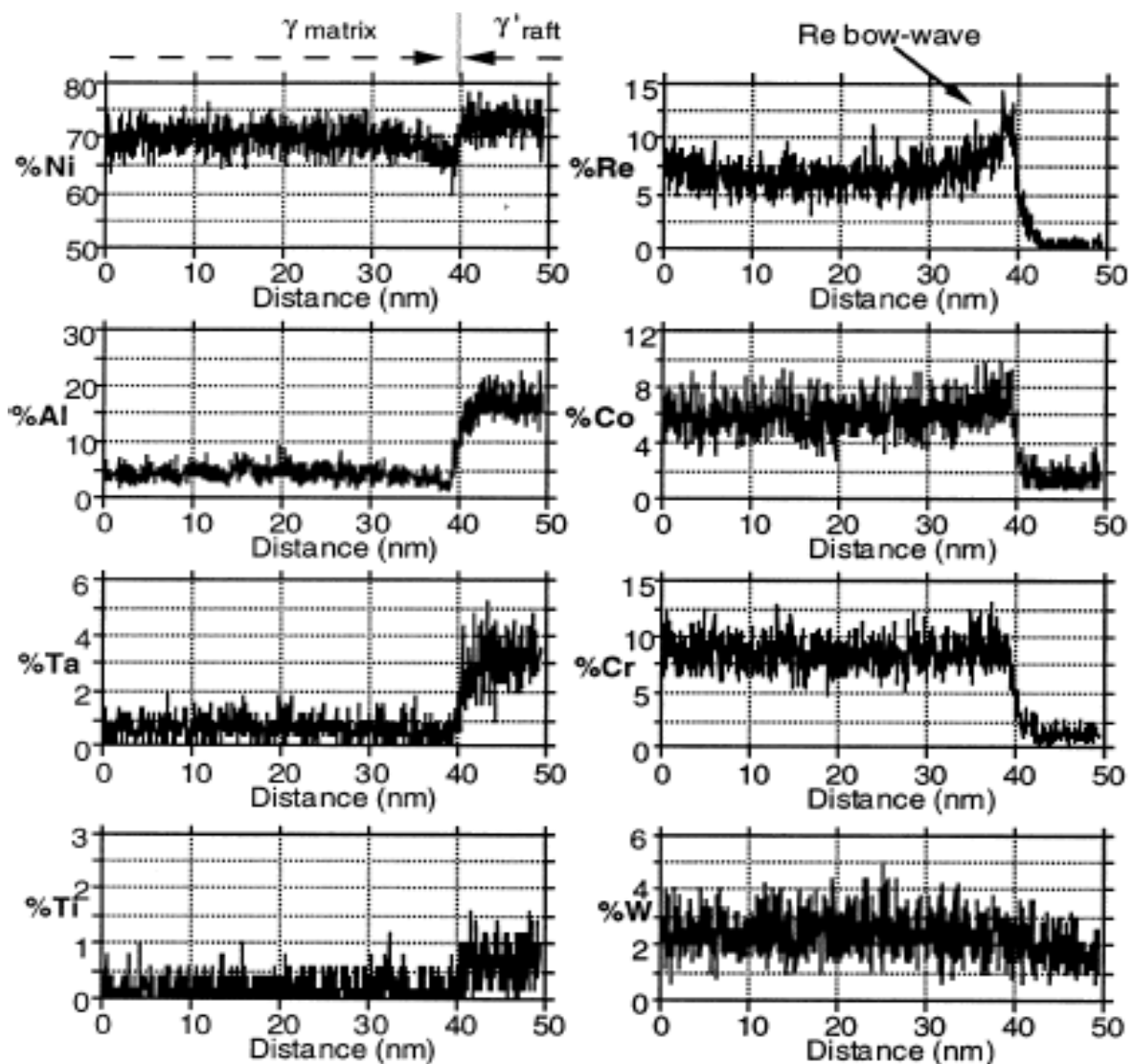
$$\delta = 2(a_{\gamma} - a_{\gamma'}) / (a_{\gamma} + a_{\gamma'}) \quad (2)$$

Di mana a_{γ} konstanta kisi fasa γ dan $a_{\gamma'}$ konstanta kisi fasa γ' . Perbesaran misfit kisi ini tentunya akan memperbesar juga regangan koherensi antara γ dan γ' . JX Zhang ^[17] melaporkan bahwa ketahanan *creep* yang ekselen diperoleh pada *nickel based superalloys* yang memiliki misfit kisi yang besar. Pada penelitian lanjutan, JX.Zhang ^[18] melaporkan bahwa untuk paduan dengan misfit kisi negatif yang besar, dislokasi dapat bergerak secara

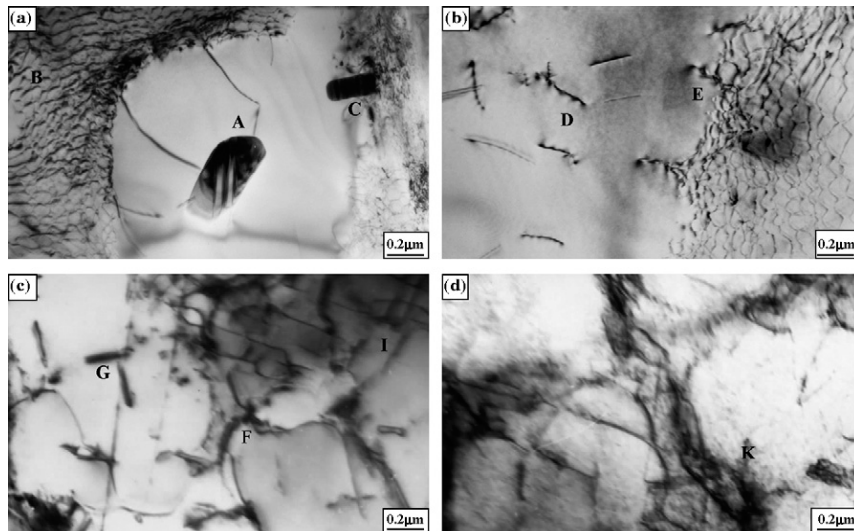
halus oleh *cross-slip* dalam jalur horisontal γ . Selama pembentukan struktur *rafting* γ/γ' selanjutnya, dislokasi pada permukaan kuboid γ' mereorientasi sendiri dari arah (110) ke (100) dan membentuk jaringan yang komplit. Sedangkan pada paduan dengan misfit kisi yang kecil, dislokasi bergerak oleh kombinasi proses *climb* dan *glide*, dan jaringan dislokasi antarmuka γ/γ' yang terbentuk tidak komplit.

Pembentukan jaringan dislokasi yang komplit (densitas tinggi) akan memberikan pengaruh yang menguntungkan terutama sebagai penghalang yang sangat efektif untuk pergerakan dislokasi yang memotong partikel γ' selama proses *creep*

[19,20] Y.Jinjiang^[21] melaporkan pembentukan jaringan dislokasi yang jauh lebih halus (densitas tinggi) pada matrik γ dan antarmuka γ/γ' di dalam *nickel based superalloys* kristal tunggal yang mengandung 4%Re dibandingkan dengan yang tidak mengandung Re yang ditampilkan oleh Gambar 5 (jaringan dislokasi berupa garis-garis melengkung membentruk jejaring pada Gambar 5). Ini menunjukkan dengan jelas bahwa Re berpengaruh terhadap pembentukan densitas jaringan dislokasi yang tinggi yang meningkatkan kekuatan *creep* pada *nickel based superalloys* kristal tunggal.



Gambar 4. Analisis 3DAP dari fasa γ menuju fasa γ' terelongasi (*raft*). Profil konsentrasi menunjukkan penumpukan Re (*Re bow-wave*) di dalam fasa γ di depan fasa γ' terelongasi yang sedang tumbuh ^[15]



Gambar 5. Foto TEM menampilkan struktur dislokasi pada *nickel based superalloys* kristal tunggal (a) dan (b) DD32 (4%Re) (c) dan (d) DD32M (0%Re) [21]

KOEFISIEN INTERDIFUSI

Interdifusi merupakan fenomena fisik yang penting dalam menjelaskan proses suhu tinggi yang berkaitan dengan *nickel based superalloys* seperti presipitasi dan pembesaran fasa γ' , *creep* dan *rafting*. Sebagai contoh terjadinya *creep* tergantung dari kecepatan pengaturan secara difusi pada inti dislokasi dan pembesaran ukuran terarah fasa γ' atau *rafting* membutuhkan transportasi masa pada skala periodisasi fasa γ' [22,23,24]. Oleh karena itu para peneliti telah melaporkan hasil penelitiannya berkaitan dengan interdifusi Re di dalam sistem biner Ni-Re dan sistem terner Ni-Re-X (X unsur lain di dalam superalloy). Karunaratne *et al* [25] melaporkan bahwa Re memiliki koefisien interdifusi yang paling rendah di dalam *nickel based superalloys*. E.Mabruri *et al* [26-31] mengestimasi koefisien interdifusi Re dan unsur lain di dalam paduan Ni dan melaporkan bahwa Re selain memiliki kecepatan interdifusi yang paling rendah juga keberadaan Re menurunkan kecepatan interdifusi unsur lain di dalam paduan Ni.

Gambar 6 [28] menampilkan koefisien interdifusi Ru pada suhu 1250°C di dalam difusi kopel biner dan pseudo-biner yang mengandung Re dan W. Koefisien interdifusi Ru pada difusi kopel yang

mengandung unsur refraktori Re atau W memiliki nilai yang lebih rendah hampir setengah orde dibandingkan di dalam kopel tanpa unsur refraktori. Koefisien interdifusi Re yang rendah dan dapat menurunkan kecepatan interdifusi unsur-unsur lain ini merupakan salah satu faktor utama yang bertanggung jawab dalam menurunkan kinetika pembesaran fasa γ' [32] dan menurunkan kecepatan *creep* yang terkontrol melalui panjatan dislokasi [1].

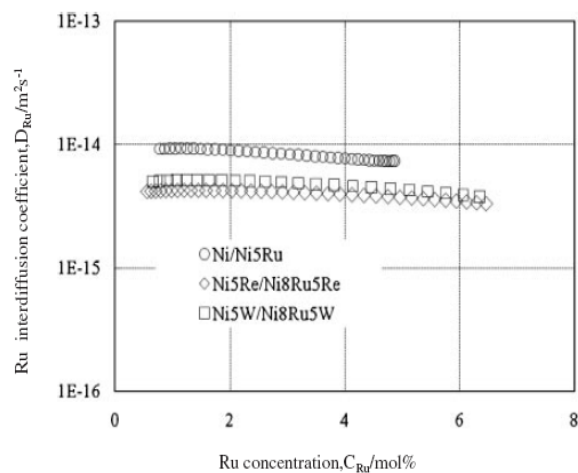
NICKEL BASED SUPERALLOY KRISTAL TUNGGAL GENERASI KEEMPAT

Seperti telah dikemukakan di bagian awal bahwa penambahan Re dalam jumlah yang tinggi di dalam *nickel based superalloys* akan menimbulkan supersaturasi Re dan mengakibatkan segregasi mikro unsur ini di dalam inti dendrit selama proses pengecoran dan meningkatkan kecenderungan terjadinya fasa TCP (*Topologically Closed Pack*) yang merugikan pada suhu operasi [33,34], termasuk di dalamnya terjadi pada paduan generasi ketiga CMSX-10 [35].

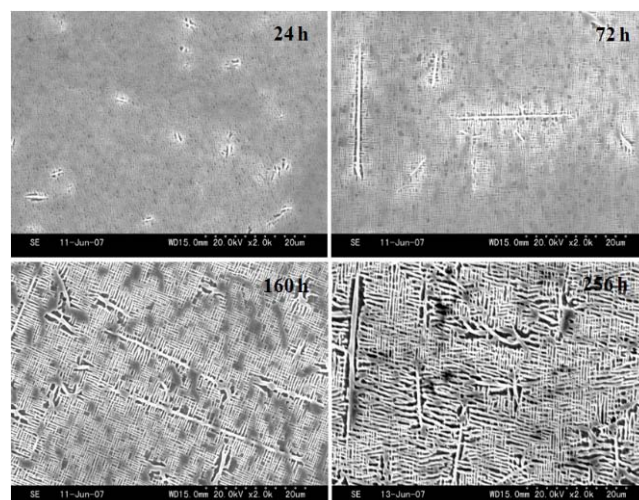
Perkembangan terakhir melaporkan bahwa Ruthenium (Ru) merupakan unsur potensial yang dapat menekan terbentuknya fasa TCP pada suhu tinggi

dan meningkatkan kekuatan *creep* [36,37,38]. Oleh karena itu pengembangan *nickel based superalloys* kristal tunggal berikutnya (generasi keempat) memfokuskan kepada keseimbangan komposisi yang bagus antar unsur refraktori khususnya Re dengan Ru untuk mendapatkan kestabilan fasa dan kekuatan *creep* yang tinggi [39-42]. Berkaitan dengan peran Ru dalam pembesaran fasa γ' E.Mabruri *et al* [28] melaporkan bahwa penambahan 4% mol Ru ke dalam *nickel based superalloys* yang mengandung 2,15% mol Re tidak merubah konstanta

kecepatan pembesaran partikel γ' . Lebih jauh perlu diperhatikan pula bahwa penambahan Ru ke dalam *nickel based superalloys* harus dibatasi jumlahnya karena ternyata menimbulkan masalah yang sama yaitu adanya presipitasi fasa ketiga selain γ dan γ' pada eksposur suhu tinggi yang mirip dengan fasa TCP. E.Mabruri [43] melaporkan hal ini terjadi pada *nickel based superalloys* yang mengandung 2,12% mol Re dan 6,45% mol Ru seperti ditampilkan pada Gambar 7.



Gambar 6. Koefisien interdifusi Ru pada suhu 1250°C di dalam difusi kopel biner dan pseudo-biner yang mengandung unsur refraktori Re atau W [28]



Gambar 7. Struktur mikro superalloy yang mengandung 2,12% mol Re dan 6,45% mol Ru setelah aging pada suhu 1049°C selama berbagai waktu penahanan yang memperlihatkan adanya presipitasi fasa ketiga (berbentuk jarum pada gambar) selain γ dan γ' [43]

KESIMPULAN

Peran unsur refraktori Re dalam meningkatkan kapabilitas suhu tinggi *nickel based superalloys* adalah sebagai berikut :

1. Re terdistribusi kuat ke dalam fasa γ membentuk penguat larutan padat, membentuk kluster atom Re yang menghambat pergerakan dislokasi dan membentuk Re *bow-wave* di antarmuka γ/γ' pada sisi fasa γ yang menghambat pertumbuhan dan pembesaran fasa γ' .
2. Re menguatkan interaksi elektronik (meliputi ikatan ionik dan kovalen) antara atom-atom Ni-Re terdekat pada antarmuka γ/γ' , memperbesar misfit kisi antara matrik γ dan presipitat γ' yang meningkatkan densitas jaringan dislokasi pada matrik γ dan antarmuka γ/γ' sebagai penghalang yang sangat efektif untuk pergerakan dislokasi yang memotong partikel γ' selama proses *creep*.
3. Re memiliki koefisien interdifusi Re yang rendah dan menurunkan kecepatan interdifusi unsur lain sehingga menurunkan kecepatan *creep*.
4. Pada pengembangan *nickel based superalloys* generasi keempat perlu diseimbangkan kandungan Re dan Ru untuk mendapatkan kestabilan fasa dan kekuatan *creep* yang tinggi.

DAFTAR PUSTAKA

- [1] P. Carron and T. Khan, *Aerosp. Sci. Technol.*, 3 (1999) 513-523
- [2] K. Matsugi, Y. Murata, M. Morinaga and N. Yukawa: *Superalloys 1992*, TMS, Warrendale, PA, 307-316
- [3] T. Hino, *et al.*: *Materials for Adv. Power Eng.* 1998, Forschungszentrum Julich Publisher, Julich, 1129
- [4] Erickson G.L., *The development of CMSX-10: Proceedings of the Second Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing (PRCIM-2)*, Kyongju, Korea, 18-22 June 1995.
- [5] Volek , F. Pyczak, R.F. Singer, H. Mughrabi: *Script. Mater.* 52 (2005) 141-145.
- [6] Krieger OH, Baris JM. *Trans ASM* 1969;62:195-200.
- [7] Blavette D, Caron P, Khan T. In: *Proc of the 6th Inter Symp on Superalloys*, Warrendale 1988. p. 305-14.
- [8] Schumacher G, Esser H-G, Miekeley W, Froberg G, Wever H, Wahi RP. *Zeitschrift fu'r Metallkunde* 1998;89:661-5.
- [9] Hemmersmeier U, Feller-Kniepmeier M. *Mater Sci Eng A* 1998;248:87-97.
- [10] H. Murakami, Y. Koizumi, T. Yokokawa, Y. Mitarai, T. Yamagata, H. Harada: *Mater Sci Eng A* 1998;250:109-14.
- [11] Schulze C, Feller-Kniepmeier M. *Mater Sci Eng A* 2000;281:204-12.
- [12] Schulze C, Feller-Kniepmeier M. *Scripta Mater* 2001;44:731-6.
- [13] T. Yokokawa, M. Osawa, K. Nishida, T. Kobayashi, Y. Koizumi, H. Harada: *Scripta Materialia* 49 (2003) 1041-1046.
- [14] J. Rusing, N. Wanderka, U. Czubyko, V. Naundorf, D. Mukhreji, J. Rosler: *Script. Mater.* 46 (2002) 235-240.
- [15] P.J. Warren , A. Cerezo, G.D.W. Smith: *Mater. Sci. Eng. A250* (1998) 88-92.
- [16] P. Peng , A.K. Soh b, R. Yang, Z.Q. Hu: *Comp. Mater. Sci.* xxx (2006) xxx-xxx.
- [17] J.X. Zhang , T. Murakami, H. Harada, Y. Koizumi *Scripta Materialia* 48 (2003) 287-293.
- [18] J.X. Zhang , J.C. Wang, H. Harada, Y. Koizumi, *Acta Materialia* 53 (2005) 4623-4633.
- [19] T. Hino, T. Kobayashi, Y. Koizumi, H. Harada, T. Yamagata, *Superalloys* (2000) 729-735.
- [20] F.R.N. Nabarro, *Metal. Trans. A* 27 (1996) 513-530.

- [21] Y. Jinjiang, S. Xiaofeng, J. Tao, Z. Nairen, G. Hengrong, H. Zhuangqi, *Mater. Sci. Eng. A* 458 (2007) 39–43.
- [22] T. M. Pollock and A. S. Argon: *Acta Metall. Mater.*, 40 (1992) 1-30.
- [23] N. Matan, D. C. Cox, C. M. F. Rae and R. C. Reed: *Acta Mater.*, 47 (1999) 2031.
- [24] C.L.Fu, R. Reed, A. Janotti and M. Kremar: *Superalloys 2004*, TMS, Warrendale PA, 867-875.
- [25] M. S. A. Karunaratne, P. Carter and R. C. Reed: *Mater. Sci. Eng. A* 281 (2000) 229-233.
- [26] E. Mabururi, M. Hattori, K. Hasuike, T. Kunieda, Y. Murata, and M. Morinaga: *Mater. Trans.*, 47 (5) (2006) 1408-1411.
- [27] E. Mabururi, S. Sakurai, Y. Murata, T. Koyama and M. Morinaga: *Mater. Trans.*, 48 (10) (2007) 2718-2723.
- [28] E. Mabururi, S. Sakurai, Y. Murata, T. Koyama and M. Morinaga: *Mater. Trans.*, 49 (4) (2008) 792 – 799.
- [29] E. Mabururi, S. Sakurai, Y. Murata, T. Koyama and M. Morinaga: *Mater. Trans.*, 49 (6) (2008) 1441-1445.
- [30] E. Mabururi, M. Hattori, N. Goto, Y. Murata, M. Morinaga : *Metalurgi*, 24 (1) (2009).
- [31] E. Mabururi : Pros. Seminar Nasional Fisika , Jakarta, 12-13 Juli 2011.
- [32] A. F. Giamei and D. L. Anton : *Met. Trans.*, A 16 (1985) 1997-2005.
- [33] Pessah, M., Caron, P. and Khan, T., in *Superalloys*, Antonlovitch. TMS, Warrendale, PA, 1992, 567.
- [34] C.M.F. Rae and R.C. Reed, *Acta Mater.*, 49 (2001) 4113-4125.
- [35] M.V. Acharya, G.E. Fuchs: *Mater. Sci. Eng. A* 381 (2004) 143–153
- [36] S. Walston, A. Cetel, R. Mackay, K. Ohara, D. Duhl, and R. Dreshfield: *Superalloys 2004*, TMS, Warrendale, PA, 15-24.
- [37] H. Murakami, T. Honma, Y. Koizumi and H. Harada: *Superalloys 2000*, TMS, Warrendale, PA, 747-756.
- [38] K. S. O'Hara, W. S. Waltson, E. W. Ross and R. Darolia, General Electric Company, US Patent #5, 482, 789 (1996).
- [39] F. Diologent, P. Caron: *Mater. Sci. Eng. A* 385 (2004) 245–257
- [40] Sato, H. Harada, T. Yokokawa, T. Murakumo, Y. Koizumi, T. Kobayashi, H. Imai: *Scripta Materialia* xxx (2006) xxx–xxx.
- [41] A.C. Yeh and S. Tin: *Metal. Mater. Trans.* 37A, (2006) 2621.
- [42] Y. Koizumi, T. Kobayashi, T. Yokokawa, J. Zhang, M. Osawa, H. Harada, Y. Aoki, and M. Arai: *Superalloys 2004*, TMS, Warrendale, PA, 35-43
- [43] E. Mabururi: *J. Sain. Mater. Ind.*, Ed. Khusus Desember (2009) 88-92

RIWAYAT PENULIS

Efendi Mabururi, lahir di Cirebon pada tanggal 5 Januari 1970. Lulus Sarjana Teknik Pertambangan ITB tahun 1995, Master Teknik Material ITB tahun 2002 dan Doctor of Engineering bidang material dari Nagoya University tahun 2008. Saat ini aktif bekerja pada Pusat Penelitian Metalurgi-LIPI, Puspiptek Serpong.