



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 21-06-2018

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 $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$. 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].

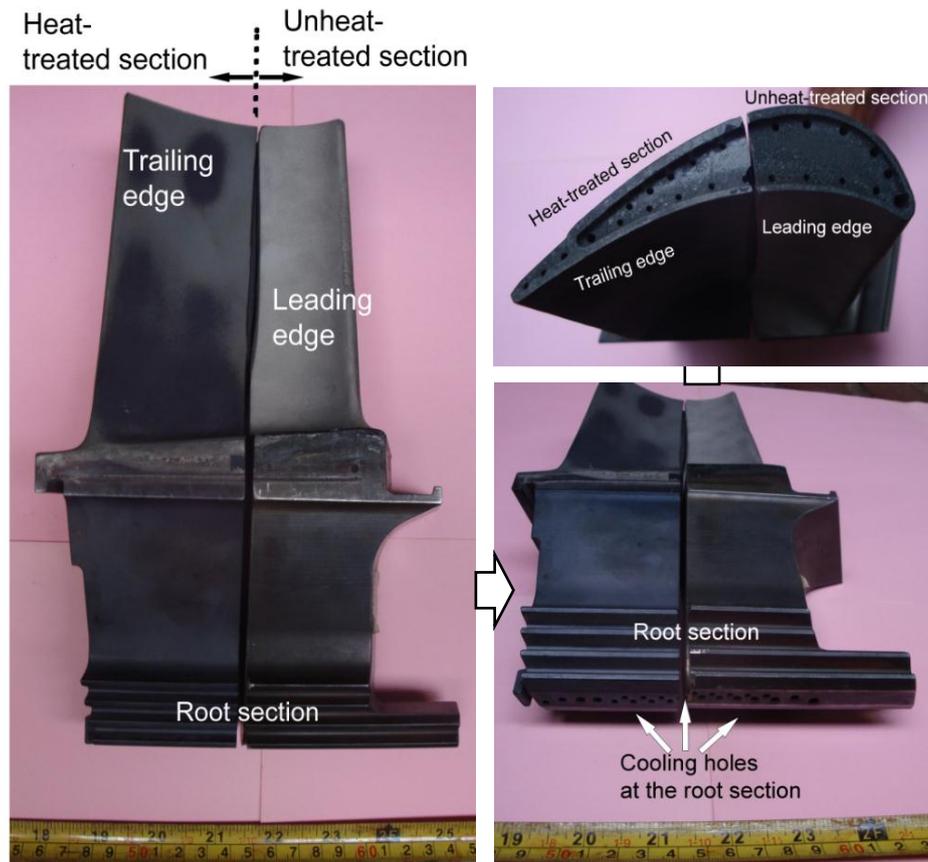
Tujuan dari penelitian ini adalah menentukan tingkat degradasi yang mungkin telah terjadi pada superalloy Udimet 520 komponen sudu putar tingkat pertama turbin gas dilihat dari perubahan strukturmikro dan sifat mekanis serta ketahanan mulur yang terjadi sehingga dapat ditentukan apakah sudu turbin tersebut 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*).



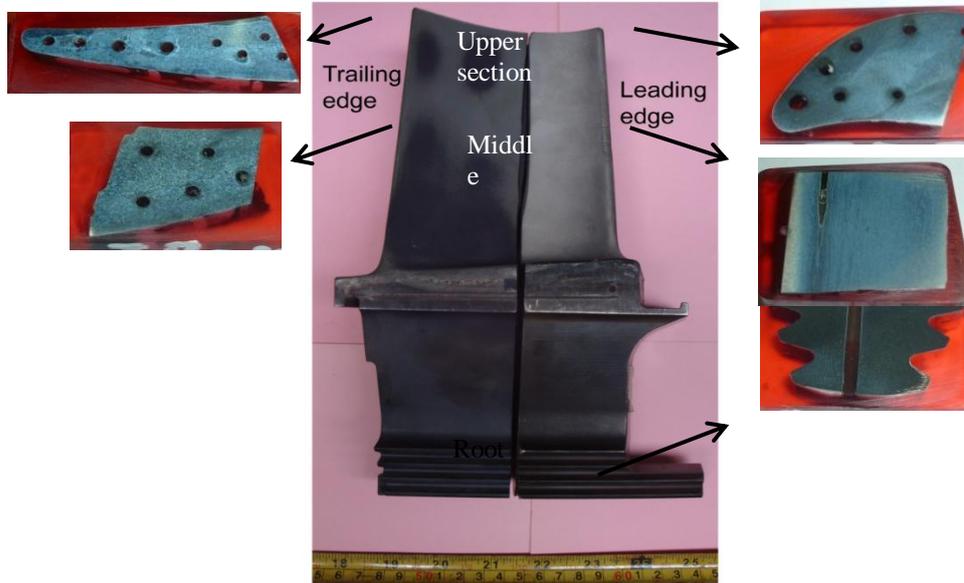
Gambar 1. Sudu turbin UDIMET 520 tingkat pertama yang telah dibelah menjadi 2 (dua) bagian pada arah memanjang. Belahan pertama pada *leading edge* tidak diberi perlakuan panas (*unheat-treated section*), sedangkan belahan kedua pada *trailing edge* telah diberi perlakuan panas (*heat treated section*)

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

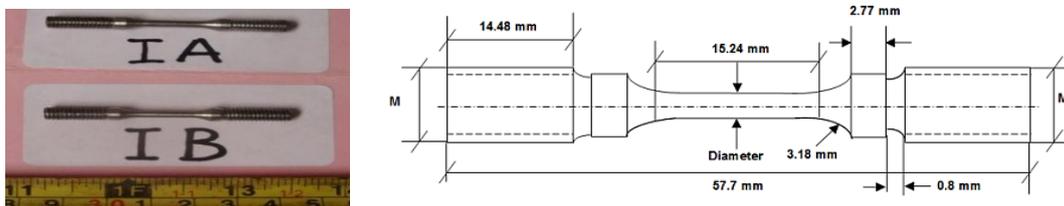
gas tersebut sesuai dengan spesifikasi. Untuk uji metalografi, pengujian dilakukan menggunakan mikroskop optik pada berbagai pembesaran. Sampel uji metalografi di *mounting* menggunakan epoxy dan dipersiapkan dengan penggerindaan/pengampelasan, pemolesan dan pengetsaan. Etsa yang digunakan adalah larutan 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.

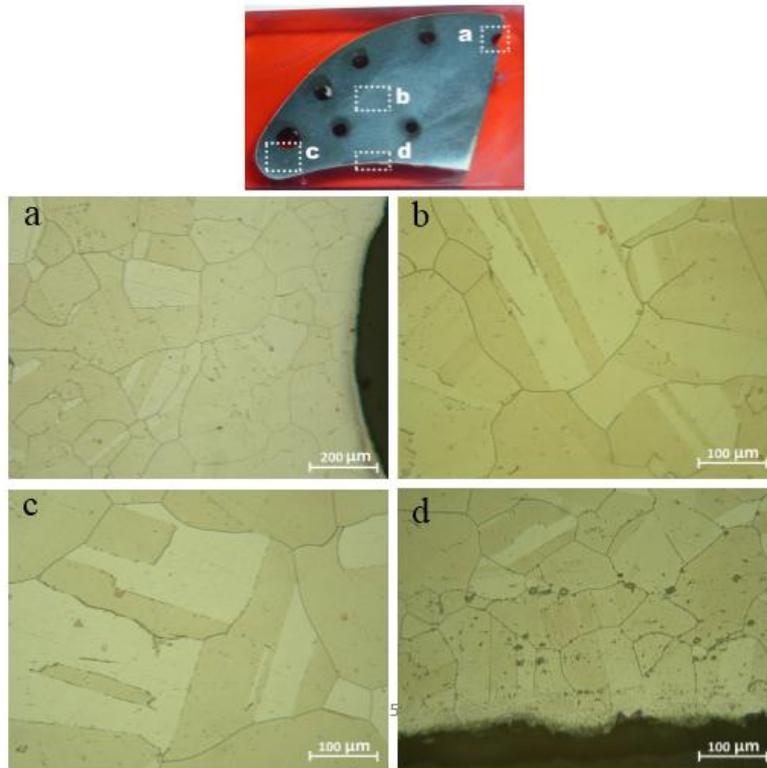
Tabel 1. Hasil analisa komposisi kimia material sudu putar turbin tingkat pertama dibandingkan dengan material standar

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	-	-

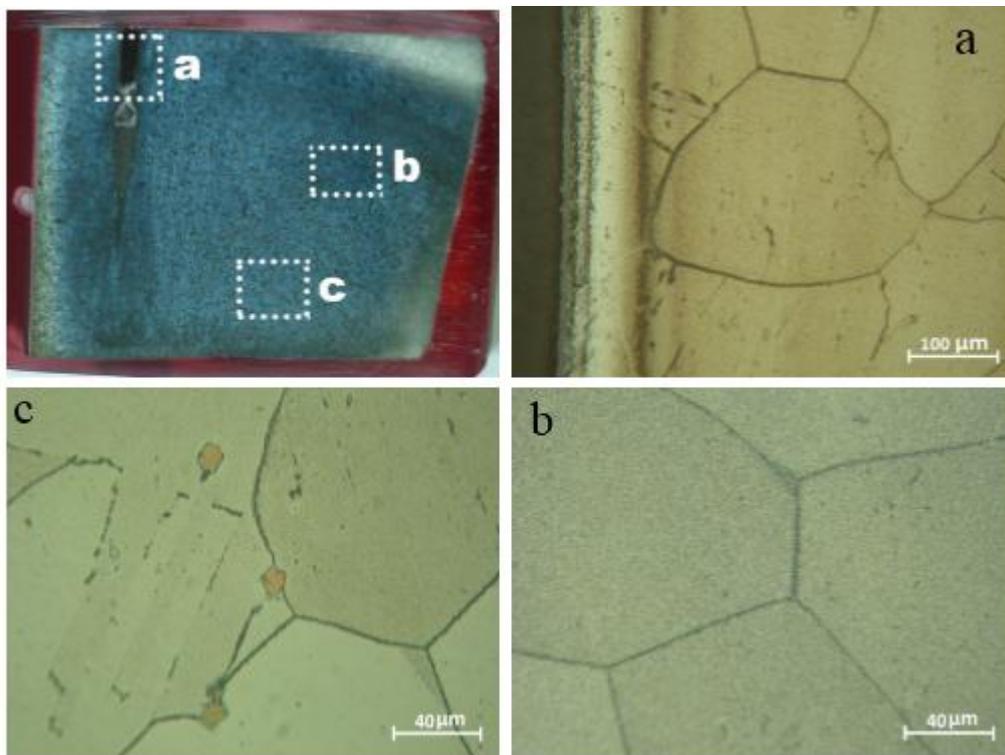
3.2 Hasil Uji Metalografi dan Analisis

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 diketemukan adanya pembentukan partikel karbida (*metal carbide*), tetapi dengan jumlah yang sangat rendah. Dari strukturmikro yang diperoleh juga menunjukkan bahwa pembesaran partikel atau presipitat fasa

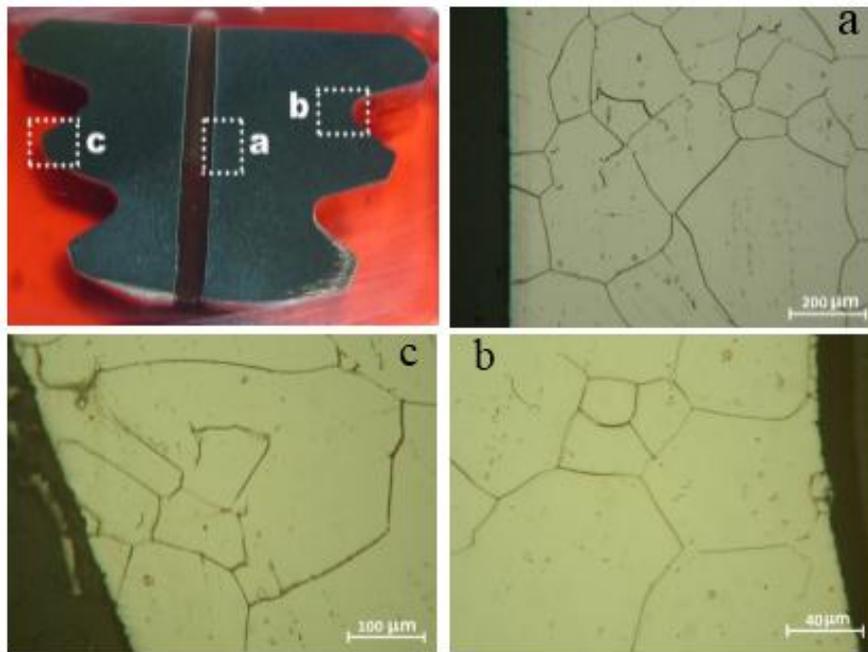
intermetalik γ' (*gamma prime*) Ni₃ (Al,Ti) (yang menandakan telah terjadinya *thermal aging* akibat temperatur operasi) diperkirakan belum terjadi secara signifikan, kecuali pada lokasi yang berada didekat permukaan luar atau permukaan dalam *leading edge* yang terpapar oleh suhu yang tinggi. Disamping 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

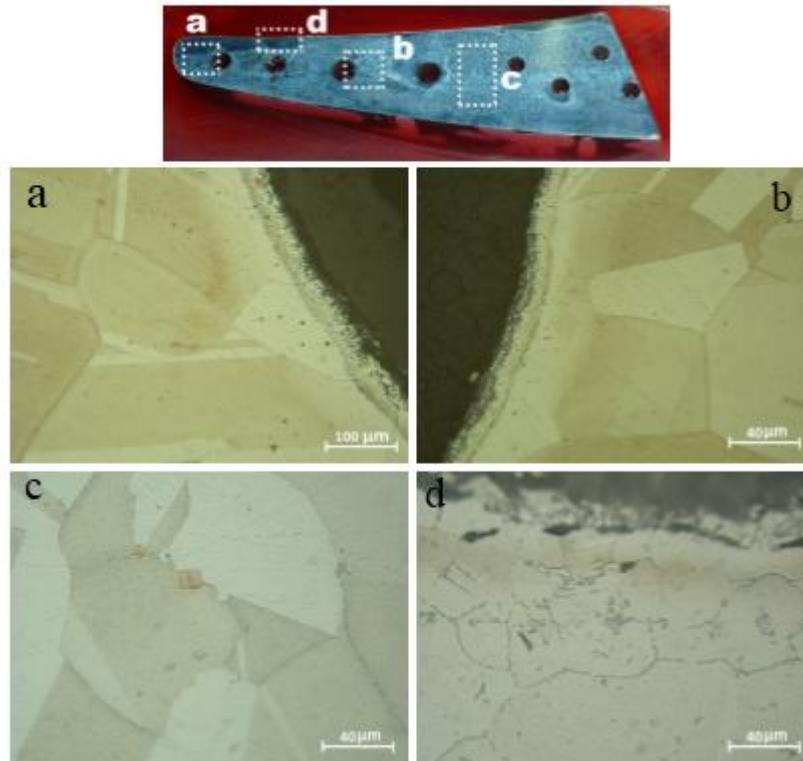


Gambar 6. Strukturmikro yang diperoleh pada material UDIMET yang diambil pada sudu turbin bagian bawah (*root section*) sisi *leading edge* yang tidak diberi perlakuan panas pada lokasi a, b, dan c. Etsa Kalling's

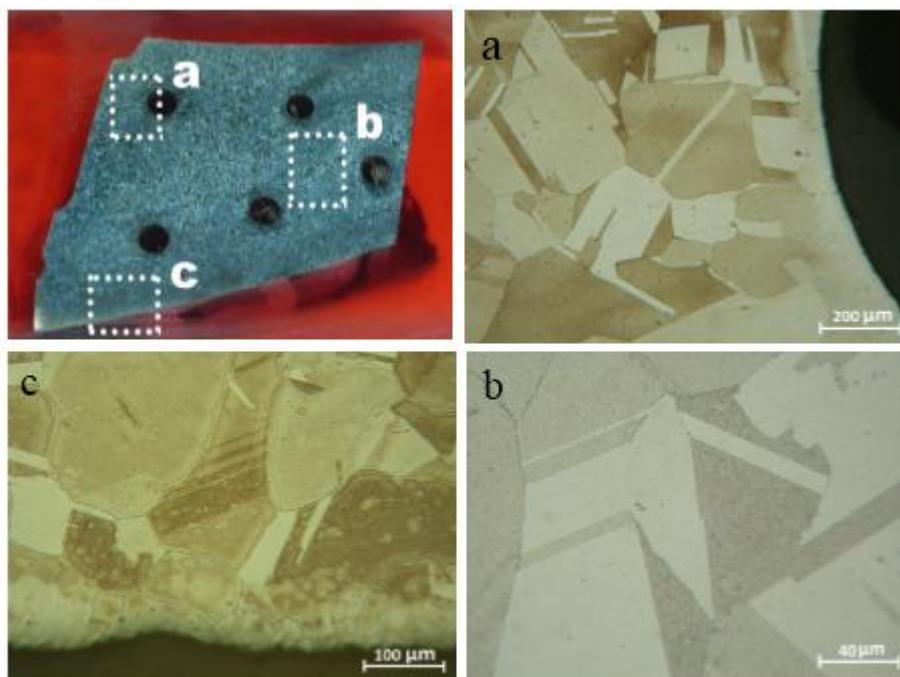
3.2.1 Strukturmikro pada Bagian *Trailing Edge* yang telah Diberi Perlakuan Panas

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

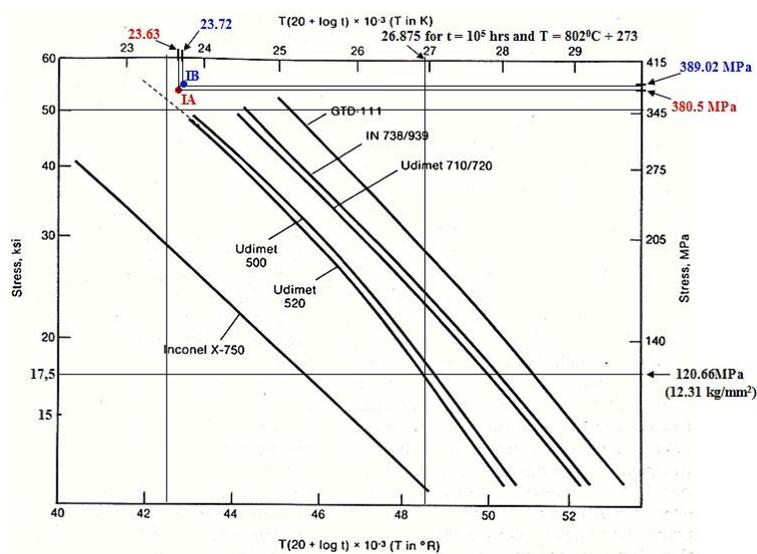
Gambar 9. Terlihat bahwa kedua titik uji sampel IA dan IB berada diatas grafik minimum paduan Udimet 520. Dan apabila pengujian mulur tersebut dilakukan hingga sampel uji putus (*creep-rupture test*), maka waktu atau lama pengujian (t) akan bertambah panjang sehingga nilai Parameter Larson-Miller yaitu $LMP = (°C+273) (20+\log t)$ 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)* ¹⁾
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 /²⁾
 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