

ガスタービンディスク用高純度 2.25Cr-Mo-V-Nb-N鋼の開発

角屋 好邦*・高橋 孝二*²・河合 久孝*²・辻 一郎*²
東 司*³・田中 泰彦*³

Development of High Purity 2.25Cr-Mo-V-Nb-N Steel for Gas Turbine Disk

Yoshikuni KADOYA, Koji TAKAHASHI, Hisataka KAWAI, Ichiro TSUJI,
Tsukasa AZUMA and Yasuhiko TANAKA

Synopsis : Recently, gas turbine inlet temperature has been raised in order to improve thermal efficiency of power plant. The turbine inlet temperature of 1350°C has already been attained in the newly developed gas turbine. In case of the combined cycle power plant, optimization of compressor pressure ratio corresponding to the increase of turbine inlet temperature is required to improve the thermal efficiency. Development of higher creep strength material for disk, therefore, is needed to actualize higher thermal efficiency gas turbine. Extensive studies, based on previous experience, by using several heats as laboratory scale have been made for the investigation of effects of chemistry and heat treatment on mechanical properties. These laboratory studies indicated that the high purity 2.25Cr-Mo-V-Nb-N steel is suitable to the disks required to the advanced type gas turbine. A trial disk has successfully been manufactured with this steel from 1000 mm dia. electroslag remelting (ESR) ingot. Several evaluation revealed good material properties which meet the requirements of advanced type gas turbine disk, especially in toughness and aging embrittlement. The manufacture of actual disks have successfully been performed. They exhibited satisfactory quality in creep rupture and toughness.

Key words: gas turbine disk; forging; high strength low alloy steel; CrMoV steel; 2.25Cr-Mo-V-Nb-N steel; creep; Electroslag Remelting (ESR); high purity steel.

1. 緒言

近年、火力発電プラントはエネルギー資源のより一層の有効利用を目ざし、発電効率の向上、省エネルギー技術の開発などが積極的に進められている¹⁾。その中でも蒸気タービンとガスタービンとを組合わせた複合発電（コンバインド）プラントが最近脚光を浴びており、その開発実用化も盛んである^{2,3)}。

コンバインドサイクルでは主機となるガスタービンの高温・高性能化により、プラント総合効率の大幅な改善が期待されるので、信頼性向上はもとよりガスタービンの大容量・高温化の研究開発が現在積極的に進められている^{4,5)}。このようなガスタービンの高出力、高効率化に伴い、使用される耐熱部品に対する要求も厳しいものとなっている。このうちガスタービン用ディスク材に関しては大型化かつ高強度化のニーズが高まっている。

現在重量が数トン以上の大型ディスク鍛造品は溶解法、鍛造設備容量、機械加工性および合金元素の多量添加などの技術的・経済的制限から低合金鋼が多く使用されている。上記のような要求に応えるためには従来のディスク材

よりも韌性と高温強度のバランスに優れ、しかも質量効果が少なく、かつ経済的な大型鍛造品用耐熱鋼の開発が望まれる。

著者らは高強度・高韌性の大型鍛造品用の耐熱鋼を開発することを目的として、すでにガスタービンディスク材として開発されている2.25Cr-Mo-V-Nb鋼⁶⁾をベースに、韌性とクリープ破断強度に及ぼす化学成分と調質熱処理の影響を調べ、新しいディスク用耐熱鋼の開発を試みた。この基礎試験結果に基づいて、本開発鋼により実用規模ディスクを試作して、その材料特性を評価した。

2. 開発目標と成分設計

産業用ガスタービンのタービンロータはそれぞれ寸法の異なる数枚の大型ディスクで構成されており、それらは結合ボルトで一体化される組立ディスクタイプである。このディスクは、大きなものでは最終仕上げ形状として直径1500 mm、厚さ100~300 mm程度である。従って、この種大型鍛造品の製造プロセス上においては鍛造効果および質量効果を考慮して、韌性と高温強度のバランスがとれた材

平成11年2月1日受付 平成11年4月15日受理 (Received on Feb. 1, 1999; Accepted on Apr. 15, 1999)

* 三菱重工業(株)高砂研究所 (Takasago R&D Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., 2-1-1 Shinham Arai-cho Takasago 676-8686)

* 2 三菱重工業(株)高砂製作所 (Takasago Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

* 3 (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Murooran Research Laboratory, The Japan Steel Works, Ltd.)

Table 1. Target of a new disk alloy steel.

Item	Rim	Bore
0.2% yield strength at 440°C (MPa)	>590	>590
Charpy V impact a) Absorbed energy at 20~25°C (J) b) FATT (°C)	>41 <-20	>30 <40
Creep rupture strength	20°C up more than conventional 2.25Cr-Mo-V Steel (460°C-10 ³ h, ≥350MPa)	20°C up more than conventional 2.25Cr-Mo-V Steel (460°C-10 ³ h, ≥350MPa)

料特性を確保することが高強度・高韌性大型ディスク材開発の鍵となる。

大型ディスク材の開発目標はTable 1に示す。クリープ破断特性についてはすでに実用化されている2.25Cr-Mo-V-Nbディスク材⁶⁾よりも20°C上昇可能なクリープ破断強度を確保することとした。

合金組成はすでに実用化されているガスタービンディスク材⁶⁾の2.25Cr-Mo-V-Nb鋼をベースとし、合金元素添加による高温強度および韌性の改善をねらった。これまで2.25Cr-Mo-V鋼の韌性および高温強度に及ぼす合金元素の影響に関する一連の研究を行い、次の知見が得られている^{7,8)}。すなわち、CrおよびNiの添加は2.25Cr-Mo-V鋼のFATTを低下させるが、Mnの添加はFATTをほとんど変化させない。また、Moの添加は2.25Cr-Mo-V鋼のFATTを低下させるが、その添加量が1.5%を超えるとFATTを上昇させる。Wの添加は2.25Cr-Mo-V鋼のFATTを上昇させる。一方、Cr, NiおよびMnの添加は2.25Cr-Mo-V鋼のクリープ破断強度を低下させるが、Wの添加はクリープ破断強度を増大させる。また、Moの添加はクリープ破断強度をほとんど変化させない。このうち、Niの添加についてはその添加量が1.8%まではクリープ破断強度をほとんど変化させないが、それ以上の増量添加はクリープ破断強度を著しく低下させることが明らかとなっている。

韌性向上のアプローチとしては上記の合金元素添加に基づくベイナイト組織の焼入れ性向上による方法以外にも結晶粒度の微細化による方法も考えられる。この効果を示す元素として従来からよく知られた元素にNbがあり、実際この2.25Cr-Mo-V鋼において、Nb無添加鋼およびNb添加鋼について、焼入れ温度による結晶粒度の変化を検討した結果、Nb添加により結晶粒が微細化し、韌性向上が図れることが認められている⁶⁾。また、低合金鋼におけるN添加は主として、固溶Nとして高温強度を高める効果があるとされている⁹⁾。

以上の知見に基づき新しいディスク材の基本組成は、高純度（以下スーパークリーンと称す）2.25Cr-Mo-V-Nb-N鋼を開発の候補とした。なお、溶解・造塊法として炉外精錬をかけてVCDによるスーパークリーン化は韌性およびクリープ破断強度向上に非常に有効であり、上述の化学組成とスーパークリーン化により開発目標を満足する

Table 2. Chemical composition of laboratory heat steels.

Steel	(mass%)											
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N
TRY1	0.27	0.04	0.04	<0.003	0.0015	1.20	2.32	0.82	0.25	2.16	0.030	0.015
TRY2	0.26	0.04	0.02	0.003	0.0016	1.19	2.30	0.84	0.35	2.25	0.026	0.013
TRY3	0.26	0.03	0.02	<0.003	0.0010	1.20	2.32	1.22	0.26	<0.01	0.047	0.017
TRY4	0.31	0.03	0.02	<0.003	0.0010	1.21	2.31	1.21	0.36	<0.01	0.042	0.015
TRY5	0.27	0.04	0.01	<0.003	0.0014	1.62	2.27	1.19	0.41	<0.01	0.042	0.017
TRY6	0.27	0.03	0.01	<0.003	0.0010	1.62	2.26	1.54	0.41	<0.01	0.042	0.015
Conventional disk	0.30	0.08	0.8	0.008	0.002	0.6	2.25	0.9	0.20	—	0.05	0.009

2.25Cr-Mo-V-Nb-N鋼ディスク材の開発を試みた。

3. 実験室溶解材による検討

3.1 供試材および実験方法

供試材の化学組成をTable 2に示す。すでに実用化している2.25Cr-Mo-V-Nb鋼⁶⁾を基本組成とし、これにクリープ破断強度の向上を目的にWを新たに0~2.5%添加、Vを従来の0.2%に対し0.25~0.40%に増加したもの、更に韌性向上を目的とし、Moを従来の0.9%に対し、0.8~1.5%に増加、Niは0.6%に対し1.2~1.6%増加したものの6鋼種を検討した。また、Cは従来の0.30%から0.25%に減じ、Mnは高純度化を指向して0.8%から0.05%に減じ、Nは0.009%から0.015%まで増加させた合金を基準とした。

これらの合金は真空誘導溶解炉にて50kgの鋼塊に溶解し、これを幅140mm、厚さ35mmの平板に熱間鍛造後、φ1500mm×250tmmディスクの表層部および中心部の冷却速度を模擬した調質熱処理をそれぞれ施した。表層部の模擬熱処理条件は950°Cで3h保持後、20°C/minの冷却速度で焼入れ後、580°Cで5hの1段焼戻し後、640~660°Cで20hの焼戻し処理を行った。中心部の模擬熱処理条件は950°Cで3h保持後、13°C/minの冷却速度で、焼入れ処理を行った以外は表層部の条件と同じである。なお、焼戻し温度条件を変えて、0.2%耐力が590~690MPa水準となる供試材を作製した。その後、以下の実験に供した。

平板の幅方向（鍛造方向に垂直な方向）から引張、衝撃試験片およびクリープ試験片を採取し、各種試験を行った。引張試験は直径6mm、標点間距離30mmの試験片を用いて、室温と440°Cで試験を行った。衝撃試験にはシャルピーVノッチ試験片を用いた。クリープ破断試験は直径6mm、標点間距離30mmの試験片を用いて、480°C-480MPa、500°C-410MPa、550°C-360MPa、550°C-320MPaの4条件で試験を行った。

供試材のマイクロ組織はいずれの場合もすべてベイナイト組織であり、結晶粒度は表層部および中心部いずれの場合もJIS No. 8~9である。

3.2 機械的特性およびクリープ破断特性

溶解材TRY1~TRY6の引張試験結果およびシャルピー衝撃試験結果をまとめてTable 3に示す。溶解材TRY1~TRY6の標準材の440°Cにおける耐力は650~730MPaと目標値

Table 3. Mechanical and impact properties of laboratory heat steels.

Steel	portion	Tensile test (R. T.)				Tensile test (440°C)				V-notch Charpy	
		0.2%Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)	R.A. (%)	0.2%Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)	R.A. (%)	FATT (°C)	Absorbed energy (R.T.) (J)
TRY1	surface	825	960	17.7	55.5	677	759	12.5	59.0	+58	24
	center	821	954	16.2	47.5	664	760	11.4	51.0	+79	22
TRY2	surface	799	935	17.0	50.8	656	730	10.4	52.1	+77	22
	center	828	956	15.6	50.2	672	760	11.8	57.1	+98	25
TRY3	surface	830	963	17.8	58.7	688	773	13.5	61.6	+57	32
	center	791	945	20.5	59.6	673	755	13.2	62.2	+66	25
TRY4	surface	801	944	19.5	59.6	647	748	13.1	62.8	+33	35
	center	821	928	19.7	60.2	648	724	13.2	60.9	+45	32
TRY5	surface	875	992	21.2	59.9	700	784	13.4	64.0	+60	25
	center	897	1024	17.7	55.4	725	817	14.8	65.2	+74	25
TRY6	surface	871	1002	18.0	56.8	708	800	15.2	65.8	+57	24
	center	850	980	18.6	57.6	686	776	14.6	65.3	+57	24

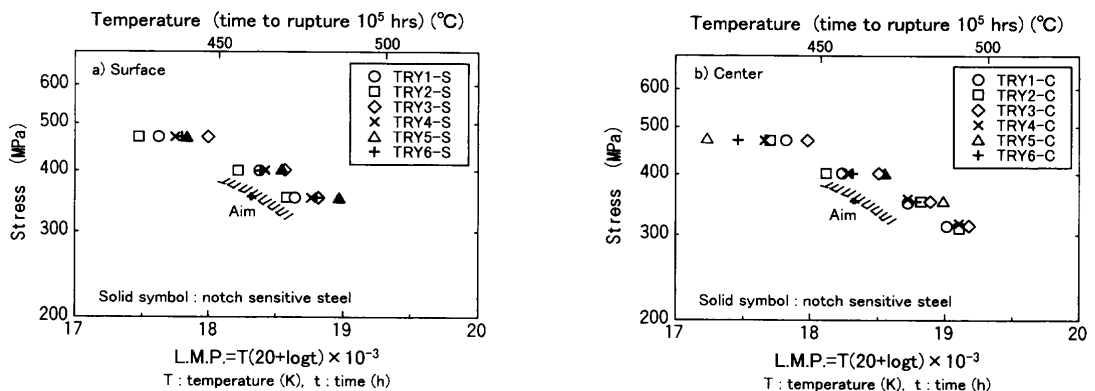


Fig. 1. Creep rupture strength of laboratory heat steels; a) surface and b) center.

590 MPaよりやや高目である。また、FATTは33~98°Cと高く目標値40°Cを満足していないことが認められる。なお、引張強度特性はFATTと比例関係にあり、引張強度を下げるとFATTは減少することが認められている⁷⁾。これより、開発合金においては調質熱処理条件を変えて耐力を目標値の下限側に移行させることにより、FATTの目標値を満足させることが可能であることがわかる。

一方、溶解材TRY1~TRY6のクリープ破断強さをLarson-Millerパラメータで整理した結果をFig. 1に示す。平滑・切欠両方の試験を実施しており、切欠弱を示した試験については、図中の平滑試験の破断寿命の符号を黒塗りして示した。また、開発目標の目安(460°C-10⁵h, 350 MPa)を、図中ハッチングで示した。これより次のことがいえる。

(1) 表層部と中心部のクリープ破断強度はばらつきのある範囲で差は認め難い。

(2) TRY5溶解材(0.3% C, 0.4% V, 1.6% Ni添加鋼)は表層部および中心部いずれの場合も切欠弱を示す。

(3) 溶解材TRY1~TRY6の中ではTRY3溶解材(1.2% Ni添加鋼)が長時間側も考慮すると最もクリープ破断強度が優れ、開発ディスク材として有望な合金と判断される。

4. 実用規模ディスク材の試作および評価

4.1 製造方法

本開発鋼TRY3, 2.25Cr-1.2Mo-1.2Ni-V-Nb-N鋼を用いてφ1500 mm×250 t mm, 調質重量が約4tの実用規模ディスク材を試作した。

溶解量は約8tでの炉外精錬をかけてVCDによりESR用電極を作製した。その後ESRを行い、8tの鋼塊を溶製した。この鋼塊を据え込み、粗鍛造、仕上鍛造を行い、更に調質形状加工を行い、調質重量が約4tで最大径がφ1500 mmの大型ディスク材を製作した。

焼入温度を950°Cとし、580°Cで1段焼戻しを行った後、耐力が590~690 MPaとなるように、焼戻し温度を650°Cとした。Fig. 2にこのディスクの焼入実施状況の写真を示す。また、試作ディスクの焼入れ時の冷却速度の実測結果をFig. 3に示す。950~200°C間の平均冷却速度はそれぞれ表層部(1/2T部): 25°C/min, T部: 20°C/min, 中心部: 18°C/minであった。

4.2 試験方法

製造したディスクの品質および材料特性に関しては代表箇所における化学成分分析および光学顕微鏡組織観察を、機械的特性として引張試験、衝撃試験、破壊靱性試験、低サイクル疲労試験およびクリープ破断試験を行った。なお、機械的特性の調査を行う前にディスクの磁粉探傷検査および超音波探傷検査を実施した結果、欠陥は認められず健全

なディスクであった。

引張試験には直径 6 mm, 標点間距離 30 mm の試験片を, 衝撃試験にはシャルピー V ノッチ試験片を用いた。破壊靱性試験には 1T-CT 試験片を用いて J_{IC} 試験を行い, 得られた J_{IC} から K_{IC} へ換算して評価した。低サイクル疲労試験は直径 8 mm, 標点間距離 20 mm の丸棒試験片を用いて両振りの引張-圧縮試験を行った。クリープ破断試験には直径

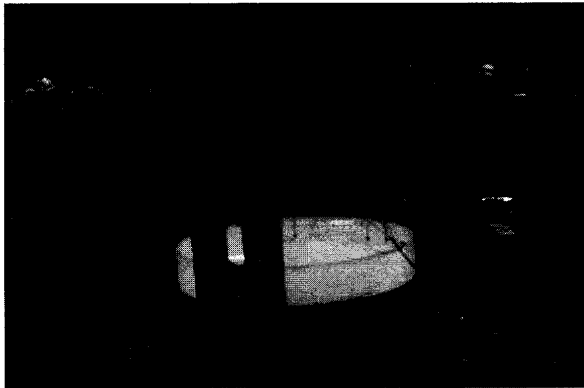


Fig. 2. View of quenching of the trial disk.

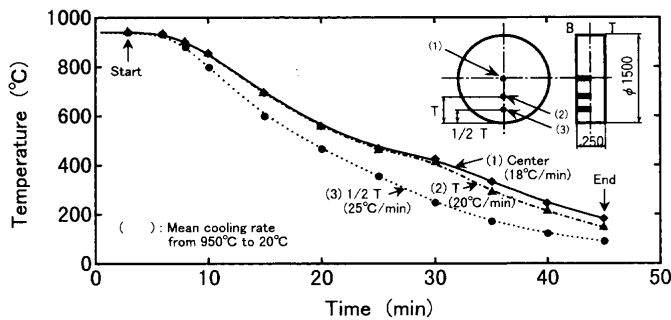


Fig. 3. Measured cooling rate during quenching of the trial disk.

6 mm, 標点距離 30 mm の平滑試験片および直径 6.4 mm の切欠試験片を用いた。また, 上記の機械的特性試験から得られた結果は従来の 2.25Cr-Mo-V-Nb ディスクの材料特性⁶⁾と比較しながら評価した。

4.3 試作ディスクの材料特性

(1) 化学組成

Table 4 にディスク各位置の分析結果を示す。目標どおりの分析値が得られており, また, 大型鋼塊にもかかわらず, 各位置による成分の変動はほとんど認められていない。特に材料の冶金的性質と機械的性質に影響する C, Cr, Mo, V, Nb および N のような重要元素が均一に分布している。これは ESR 法の効果であり, 本ディスク製造のねらいである ESR の特徴が十分に発揮されている。

(2) 金属組織観察

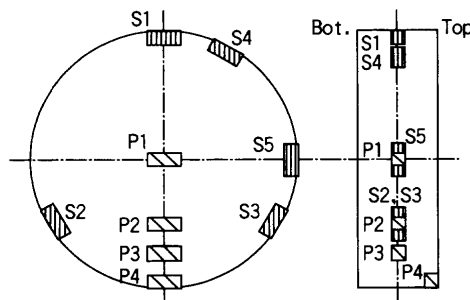
ディスク各位置のマイクロ組織は省略するが, 組織はベイナイト組織である。また旧オーステナイト結晶粒径は JIS No. で 7~9 でありこの種のディスクとしては微細な結晶粒であるといえる。Fig. 4 にディスクの表層部から採取した試験片による CCT 線図の測定結果を示す。従来のディスク材の CCT 線図⁶⁾とほぼ同じである。Fig. 3 において実体の冷却速度は 15~25°C/min であり, ディスク各部の冷却速度の広い範囲にわたって均一なベイナイト組織が得られることがわかる。

(3) 引張及び衝撃性質

Table 5 にディスク各位置の機械的性質を示す。室温の 0.2% 耐力, 引張強さはそれぞれ 770~790 MPa, 890~920 MPa, 440°C の 0.2% 耐力, 引張強さはそれぞれ 625~635 MPa, 710~720 MPa であり, 表層部と中心部の強度差は非常に少ない。一方, 50% FATT は表層部が -40°C, 中心部が 10°C と半径方向で 50% FATT が変化している。

Table 4. Chemical composition at various portion in the trial disk.

		(mass%)															
portion		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Al	Nb	N	As	Sn	Sb
ladle	T	0.23	0.047	0.042	0.0058	0.0006	1.24	2.26	0.02	1.18	0.24	<0.005	0.03	0.0193	<0.003	<0.003	0.0010
	B	0.23	0.047	0.055	0.0080	0.0005	1.21	2.20	0.03	1.15	0.23	<0.005	0.03	0.0188	0.003	<0.003	0.0010
product	S1	0.24	0.040	0.050	0.0080	0.0005	1.26	2.27	0.02	1.19	0.25	<0.005	0.03	0.0197	0.003	<0.003	0.0009
	S2	0.24	0.040	0.050	0.0080	0.0005	1.26	2.27	0.02	1.20	0.25	<0.005	0.03	0.0202	0.003	<0.003	0.0009
	S3	0.24	0.040	0.050	0.0080	0.0005	1.26	2.29	0.02	1.20	0.25	<0.005	0.03	0.0202	0.003	<0.003	0.0009
	S4	0.24	0.040	0.050	0.0080	0.0005	1.26	2.31	0.02	1.18	0.25	<0.005	0.03	0.0201	0.003	<0.003	0.0010
	S5	0.24	0.040	0.050	0.0080	0.0005	1.26	2.29	0.02	1.19	0.25	<0.005	0.03	0.0199	0.003	<0.003	0.0010
	P1	0.25	0.040	0.040	0.0080	0.0007	1.25	2.26	0.02	1.18	0.25	<0.005	0.03	0.0204	<0.003	<0.003	0.0009
Conventional disk		0.30	0.08	0.8	0.008	0.002	0.6	2.25	0.04	0.9	0.20	0.006	0.05	0.0090	0.004	0.004	0.0014



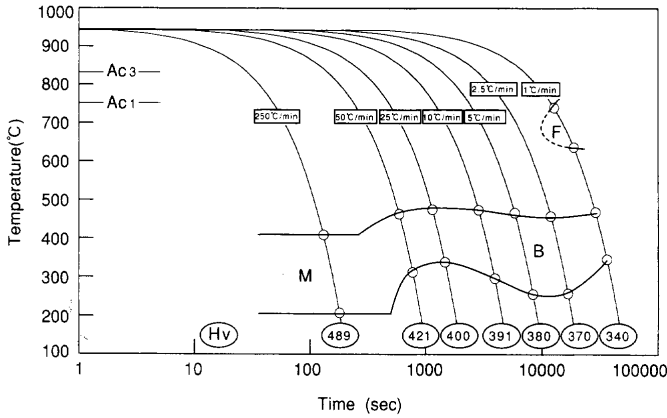


Fig. 4. Continuous cooling transformation curve of the trial disk.

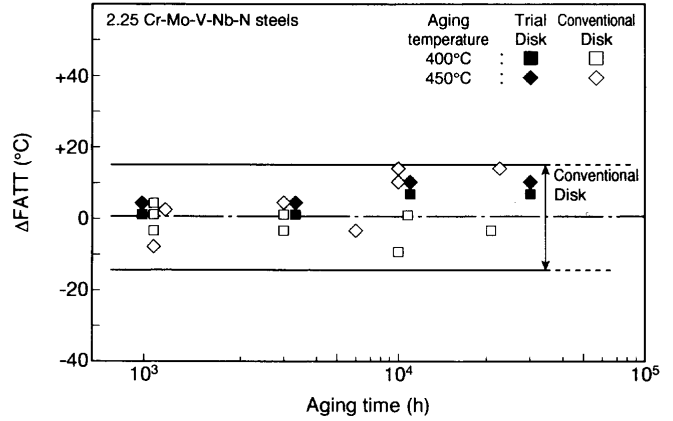


Fig. 5. Relationship between $\Delta FATT$ and aging time of the trial disk and conventional disk steels.

Table 5. Mechanical and impact properties.

portion	Tensile test (R.T.)				Tensile test (440°C)				V-notch Charpy	
	0.2%Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)	R.A. (%)	0.2%Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)	R.A. (%)	FATT (°C)	Absorbed energy (R.T.) (J)
P1	790	916	20.6	63.0	635	722	19.7	74.1	+10	99, 83
P2	792	912	20.8	64.0	638	722	18.7	71.8	-6	120, 148
P3	782	909	20.6	65.9	634	718	18.7	74.1	-27	167, 153
P4	771	899	21.5	67.7	626	710	19.6	73.0	-40	170, 181

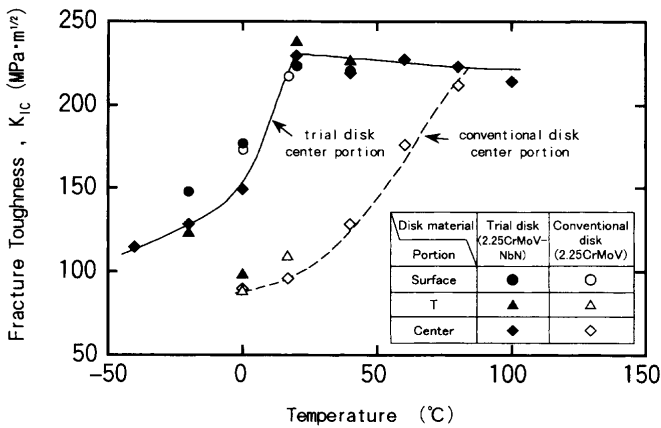


Fig. 6. Fracture toughness transition curve of the trial disk and conventional disk steels.

長時間加熱試験材のシャルピー衝撃試験から求めた FATT と加熱前の FATT との差である $\Delta FATT$ をパラメータにとり、加熱時間で整理した結果を Fig. 5 に示す。いずれの温度領域においても 3 万時間後の長時間加熱による $\Delta FATT$ の変化は $\pm 15^\circ\text{C}$ 以内であり、本鋼種の長時間加熱による脆化感受性は低いことが認められた。一般にこの種低合金鋼の焼戻し脆化は粒界に不純物元素が偏析して粒界の結合強度が低下することによるといわれており、特に、P, Sn, Si, Mn の含有量が少ないほど脆化感受性が低いとされている。本開発鋼の脆化に対する感受性が低い主な理由としては溶解法に VCD あるいは ESR を採用し、Table 4 に示す様に Si 量を 0.08 から 0.040% に、Mn 量を 0.8 から 0.050% に下げたこと、ならびに P, Sn などの不純物元素含

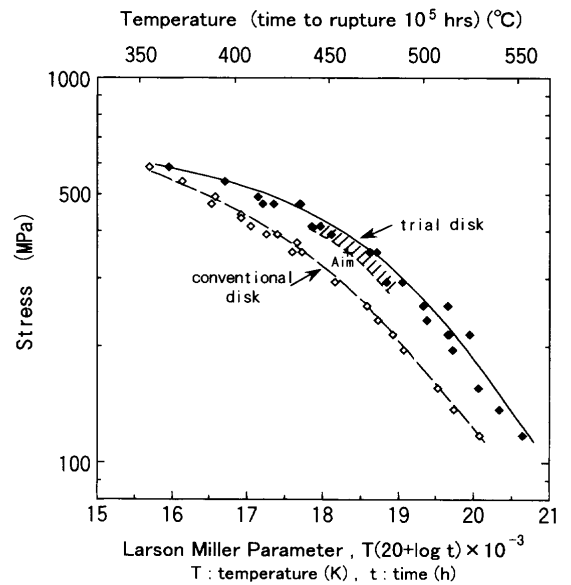


Fig. 7. Creep rupture strength of the trial disk and conventional disk steels.

有量が低いレベルにあるためと考えられる。

(4) 破壊靱性

ディスクの表層部、T 部および中心部の破壊靱性値 (K_{IC}) を従来の 2.25Cr-Mo-V 鋼と比較して Fig. 6 に示す。この図からわかるように、開発ディスクの中心部の室温における K_{IC} 値は $220 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ であり、従来の 2.25Cr-Mo-V 鋼のそれよりも 2 倍以上高くなっている。また、開発ディスクの中心部の上部棚領域は室温から入っており、従来の 2.25Cr-Mo-V 鋼のそれよりも低い温度領域に移行してお

り、開発ディスクは優れた破壊韌性を持っていることが認められた。

(5) クリープ破断特性

ディスクの表層部におけるクリープ破断強度を Larson-Miller パラメータで整理して Fig. 7 に示す。また、この図に従来ディスクの 2.25Cr-Mo-V 鋼のデータも併記した。この図からわかるように、開発ディスクの表層部のクリープ破断強度は従来ディスクの 2.25Cr-Mo-V 鋼よりも優れており、平滑材の 460°C-10⁵h のクリープ破断強度は従来ディスクの 2.25Cr-Mo-V 鋼のそれに比べて応力で約 1.3 倍高く、温度で 20°C 向上している。また、開発ディスクと従来ディスクの低サイクル疲労強度は同等であることが認められた。

5. 結言

高強度・高韌性の大型鍛造品用の耐熱鋼を開発することを目的として 2.25Cr-Mo-V 鋼をベースにして、韌性とクリープ破断強度に及ぼす化学成分と調質熱処理の影響を調べ、新しい大型ディスク用耐熱鋼の開発を試みた。この基礎試験結果に基づいて、本開発鋼により実用規模ディスクを試作してその特性を調べた。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 2.25Cr-Mo-V 鋼をベースにした実験室溶解材のうち、TRY3 溶解材 (1.2% Ni 添加鋼) はクリープ破断強度が最も高く、また、韌性の開発目標も満足することが期待でき、開発ディスク材として有望な合金と判断された。

(2) (1) の結果を踏まえて、2.25Cr-1.2Mo-1.2Ni-V-

Nb-N 鋼の化学組成により製造法としては炉外精錬と ESR 法の採用による高純度 (スーパークリーン) 化を図り、最大径が $\phi 1500$ mm、調質重量が約 4t の実用規模ディスク材を試作し、表層部および中心部のおおの位置における冶金学的調査および機械的性質の調査を行った。その結果、大型鋼塊にもかかわらずディスクの各位置における化学成分の変動は認められず、非常に均一であり、表層部および中心部の機械的性質も大きな差は認められず材質的にも均一であった。

(3) 試作した開発ディスクの韌性は破壊韌性値 K_{IC} で従来の 2 倍を示す。クリープ破断強度については 460°C-10⁵ のクリープ破断強さで比較すると従来ディスクのそれに比べて応力で約 1.3 倍高く、温度で 20°C 向上している。

(4) 開発ディスクの加熱脆化に関しては 400, 450°C において 3 万時間の長時間加熱後も $\Delta FATT$ で $\pm 15\%$ 以内に入り、脆化感受性が低い。

文 献

- 1) K.Kougami and H.Ishida: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1043.
- 2) T.Hirata: *J. Gas Turbine Soc. Jpn.*, **13** (1985), 2.
- 3) T.Saito and K.Kanou: *J. Gas Turbine Soc. Jpn.*, **18** (1990), 30.
- 4) K.Tsukagoshi, E.Akita and M.Nishida: *J. Gas Turbine Soc. Jpn.*, **25** (1998), 2.
- 5) T.Umemura, Y.Tsukuda, E.Akita, K.Akagi and Y.Iwasaki: *Mitsubishi Juko Giho*, **34** (1997), 226.
- 6) I.Tsuji and Y.Kadoya: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 707.
- 7) Y.Kadoya, T.Kitai, I.Tsuji, A.Matsuo, Y.Tanaka, T.Azuma and Y.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 980.
- 8) Y.Kadoya, T.Kitai, I.Tsuji, A.Matsuo, Y.Tanaka, T.Azuma and Y.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 988.
- 9) 鉄鋼と合金元素 (上), 日本学術振興会製鋼第 19 委員会編, 誠文堂新光社, 東京, (1971), 673.