

火力発電所用高温材料に関する研究

A Study on Metals for Thermal Power Plants

根本 正* 佐々木良一* 楠本 韶*
 Tadashi Nemoto Ryōichi Sasaki Shō Kusumoto
 八重樫敏雄* 幡谷文男*
 Toshio Yaegashi Fumio Hataya

内 容 梗 概

火力発電用機器は年々大容量高温高压化し、この数年の間にめざましい躍進を遂げ、さらに進展しようとしている。この進展の陰に耐熱金属材料の進歩が大きな役割を果していることは周知の事実である。日立製作所においても火力機器用金属材料およびその溶接に関する研究には力を入れてきた。ここにその一端としてボイラドラム用高張力鋼板、Cr-Mo 鋼管、18-8Ti 鋼、タービンケーシング用低合金鋳鋼、タービンロータシャフト材、およびこれら諸材料の溶接に関する研究結果を要約して紹介した。

1. 緒 言

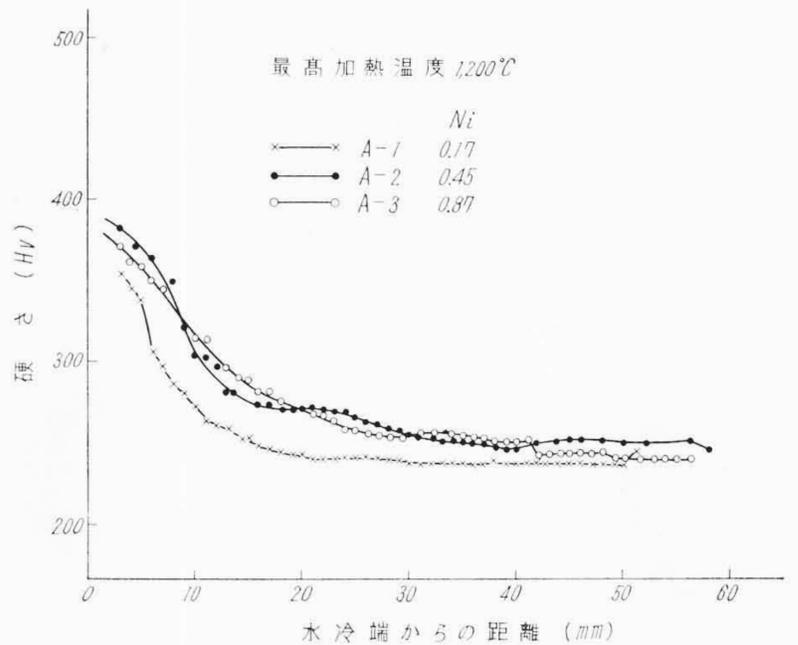
最近の火力発電所においてはプラント効率を向上して熱消費率を低下させるために、使用される蒸気はいちずに高温高压化の道をたどってきている。国内においても蒸気温度 566°C、蒸気圧力 175 気圧の火力発電プラントが続々建設され一部はすでに営業運転に入っており、この数年における火力発電機器の進歩はきわめてめざましいものであった。かかる高温高压火力発電所の進歩の陰に耐熱金属材料の進歩が大きな役割を果してきたことは周知のところであり、また今後の材料およびその加工に関する技術の進展が火力機器の発展を大きく左右する段階にある。このため各国においてはより高温に耐える材料の研究が行われているが、日立製作所においても火力発電機器の製作にあたってその最も重要な金属材料の基礎研究および加工技術の確立につとめてきた。すでに 566°C 級の火力発電所用材料についてはまったく研究が完成し、実際の製品に応用して大きな成果をあげている。さらに将来の進歩に備えて 600°C 以上の発電プラント用材料についても鋭意研究中である。国内火力発電技術の進展に対し貢献するところあれば幸であると考え、これら研究の一端を紹介する。

2. ボイラ用材

ボイラに使用される鋼は多種多様であるが、それらの中で材質または溶接などが最も問題と考えられるドラム用厚板高張力鋼板、CrMo 鋼管、18-8Ti (いわゆる 321 形) 鋼管について述べる。

2.1 ドラム用高張力鋼板

ボイラが大容量高温高压化するに伴い、ドラム用鋼板は次第に厚さを増し、100 mm 以上 150 mm にも達しようとしている。かかる厚板のものになると従来使用されてきた高張力鋼板では内外部の組織を均一にして内外部の機械的性質の差を少なくすることが困難となった。そこで従来の Mn-Si 系高張力鋼にさらに Ni および Mo などを添加して機械的性質を向上せしめ、板厚を減少させるととも



第1図 Mn-Ni-Mo 鋼の一端焼入試片のかたさ分布

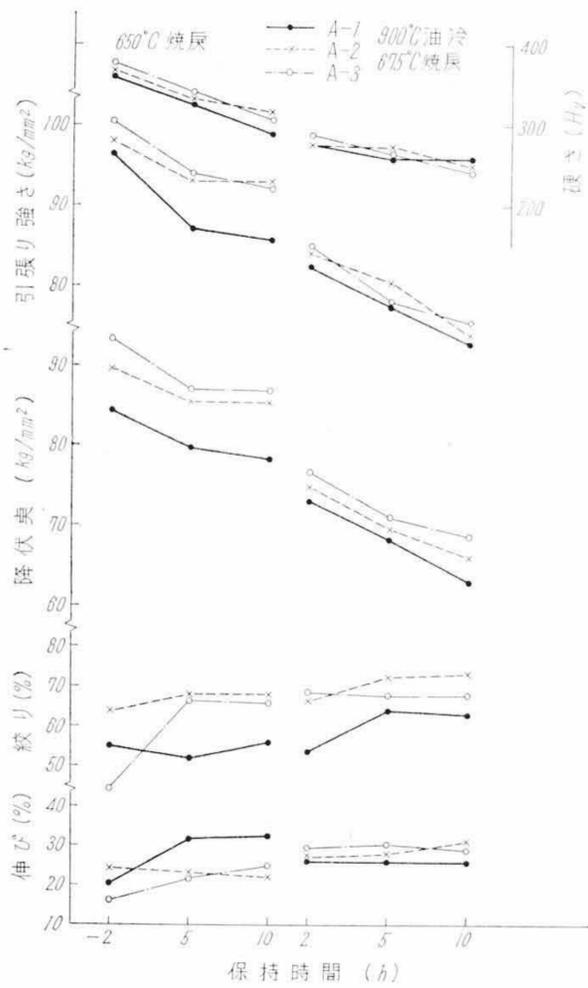
に、鋼板内外の機械的性質の均一化が企図されている。しかるにかかる低合金鋼の機械的性質に及ぼす添加元素の影響は明らかでないので、Mn-Mo 鋼に Ni を 1.0% 以下添加した 3 種の鋼塊を熔製し、その機械的性質を検討し、また厚さ 150 mm、幅 200 mm、長さ 2,000 mm の厚板材を作り、内外部の機械的性質を調査し Ni 添加の効果を明らかにした。

第1表は研究に用いた試料の組成および変態点を示す。第1図はジョミー試験片による一端焼入後のかたさ分布を示す。図から明らかのように Ni の添加により焼入深度は増す。すなわち Ni の添加は焼入性を増し、特にフェライトの析出を抑制するのに効果的である。第2図は 900°C から油冷したのちの焼戻条件と機械的性質の関係を示す。Ni の添加により引張強さ、降伏点がともに高くなり絞りも増すことがわかる。第3図は 150 mm 厚の板の内外部の機械的性質を示す。Ni 添加の影響は顕著で、Ni 添加したものはかたさ、引張り強さ、降伏点、衝撃値が高い。Ni を添加しないものは内外部の絞りに著しい差があり、板厚中心部は表層部よりも約 20% も低いが、Ni を添加したものはほとんど内外の差がなく 61~64% を示す。Ni 添加により機械的性質が向上するとともに内外部の差が小さくなることがわかる。第4図は板厚内外部の組織を示す。Ni を添加したものは表層部では炭化物が一樣に分布したソルバイト組織を示し、中心部に移行すると炭化物の分布はあらく、また初析フェライトが点在し、焼入時の冷却速度の相違がうかがえるが、焼入性が良いため中心部まで熱処理がきいている。これに対し Ni を含まないも

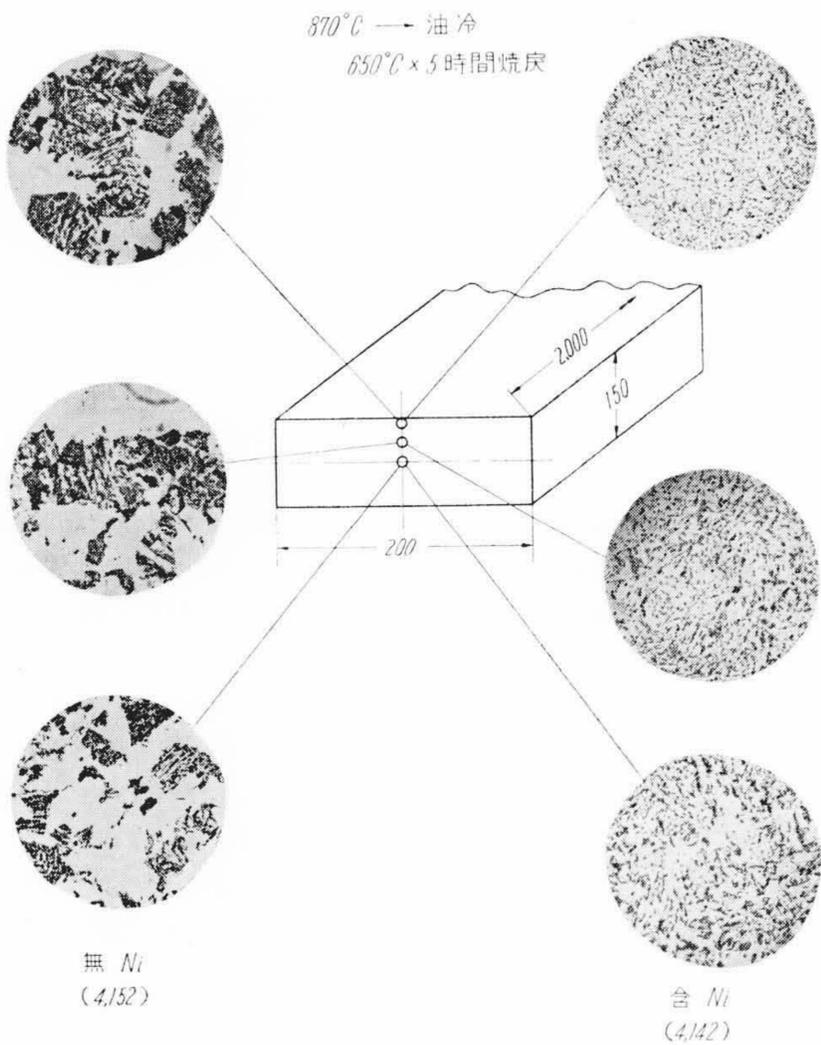
第1表 MnNiMo 鋼試料の組成および変態点

試料	組 成 (%)					変 態 点 (°C)	
	C	Si	Mn	Ni	Mo	加 焼	冷 却
A-1	0.18	0.19	1.24	0.17	0.44	735~840	730~650
A-2	0.16	0.20	1.25	0.45	0.46	730~835	705~650
A-3	0.17	0.15	1.20	0.87	0.45	730~840	705~650
4152	0.18	0.30	1.25	0.07	0.48		
4142	0.12	0.23	1.23	0.60	0.50		

* 日立製作所日立研究所



第 2 図 Mn-Ni-Mo 鋼 900°C 油冷後の焼戻条件と機械的性質

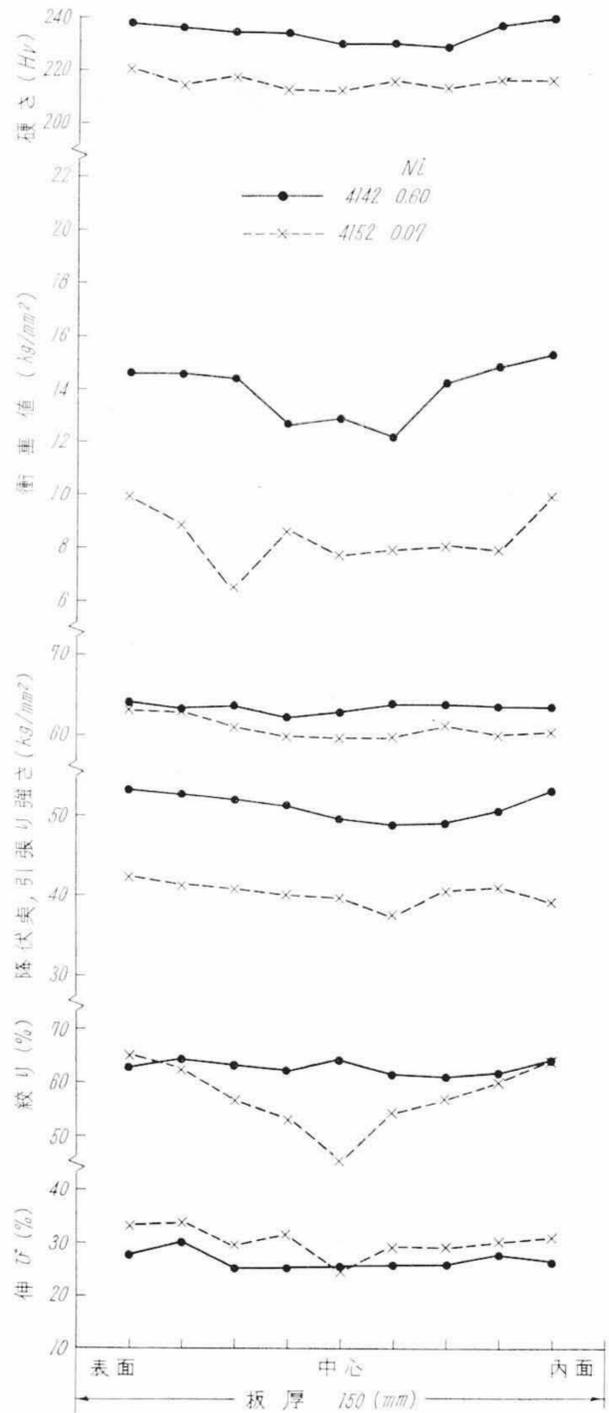


第 4 図 厚板内外部の組織

のはフェライト+焼戻ベイナイトのあらい不完全焼入組織である。

2.2 CrMo 鋼管

鋼管については鋼管製造者においていろいろ研究されているが⁽⁴⁾~⁽³⁾, ボイラ製造者としても一応使用鋼管の高温強度を検討しておく必要があるので, 入荷した鋼管から試験片を採取しクリーブ破断試験などを行っている。特にフェライト系材料の中で最も高温で使用されている 2 $\frac{1}{4}$ Cr 1 Mo 鋼の大径厚肉主蒸気管の試験結果について



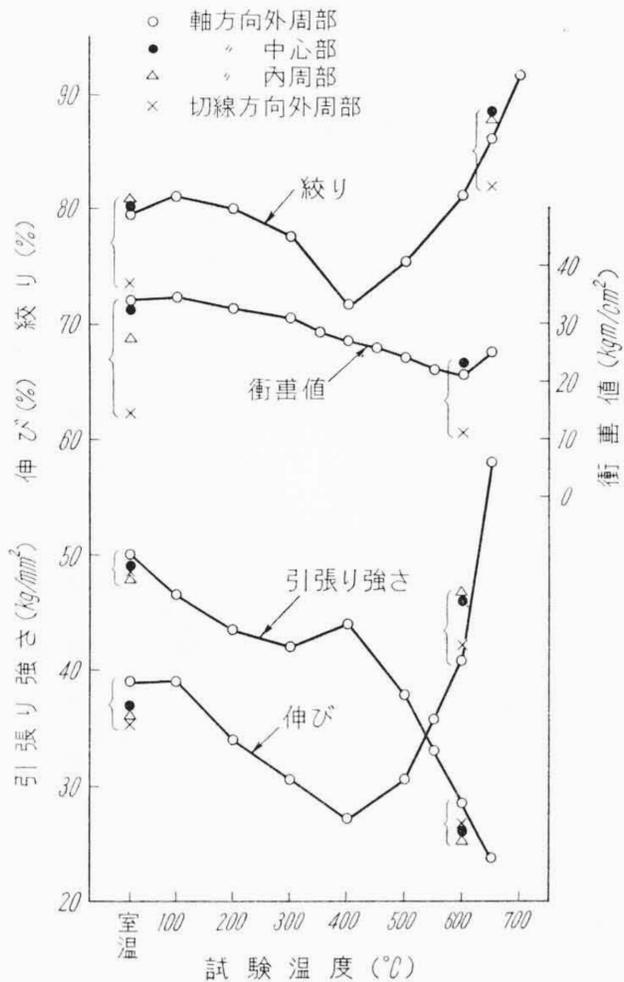
第 3 図 板厚内部の機械的性質の分布

述べる。

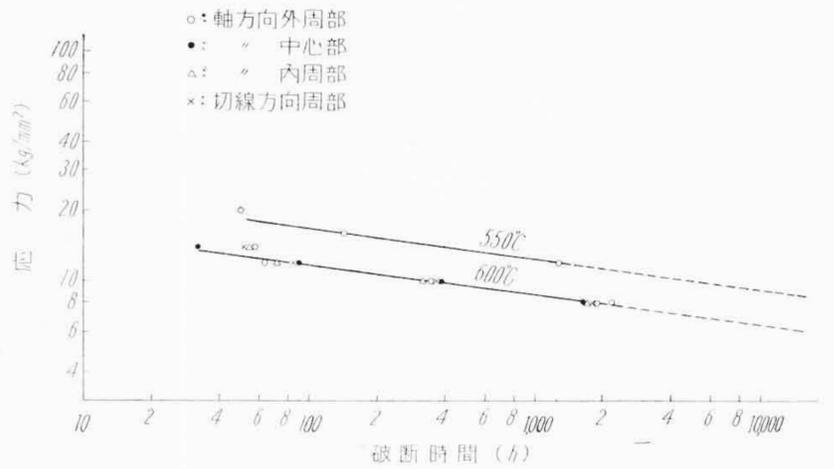
外径 465, 肉厚 104 の 2 $\frac{1}{4}$ Cr 1 Mo 鋼管の軸方向外周部, 内周部, 中心部および切線方向外周部から試験片を採取し, 引張り, 衝撃およびクリーブ破断試験を行った。第 5 図および第 6 図は試験結果を示す。引張強さおよびクリーブ破断強度は試片採取位置によってほとんど変わらない。じん性値は切線方向が最も低い。しかしいずれも規格値を上回っており, またクリーブ破断強度も ASTM データのばらつき内に入っており十分信頼できる。

2.3 18-8 Ti 鋼管

アメリカの大容量火力発電プラントで蒸気温度 1,000°F (538°C) および 1,050°F (566°C) のボイラに使用された 321 形 (18-8Ti) ステンレス鋼の過熱管が使用中にふくれ出し, 中には破損するという事故が数多く起って大きな問題となり, ASTM-ASME の Joint Committee の小委員会で検討された⁽⁴⁾。その結果ふくれ出した管はすべて結晶粒度が細かく, ASTM 結晶粒度の No. 8 以上であり, しかも該管のクリーブ破断強度が低い。結晶粒度が微細でクリーブ破断強度の低い材料を 2,000~2,050°F (1,093~1,121°C) で再加熱すると結晶粒は粗大化し, 破断強度が向上することがわかった。上記のことから事故の主要原因は使用された鋼管の熱処理が不適当でクリーブ破断強度が ASME の許容応力を下回ったことに起因するといえよう。これに対して鋼管製造者においてもいろいろ検討し研究されているが⁽⁵⁾⁽⁶⁾, この事実は重大な問題であるので鋼管製造者のみにゆだねることなく, われわれも実験研究を行った。



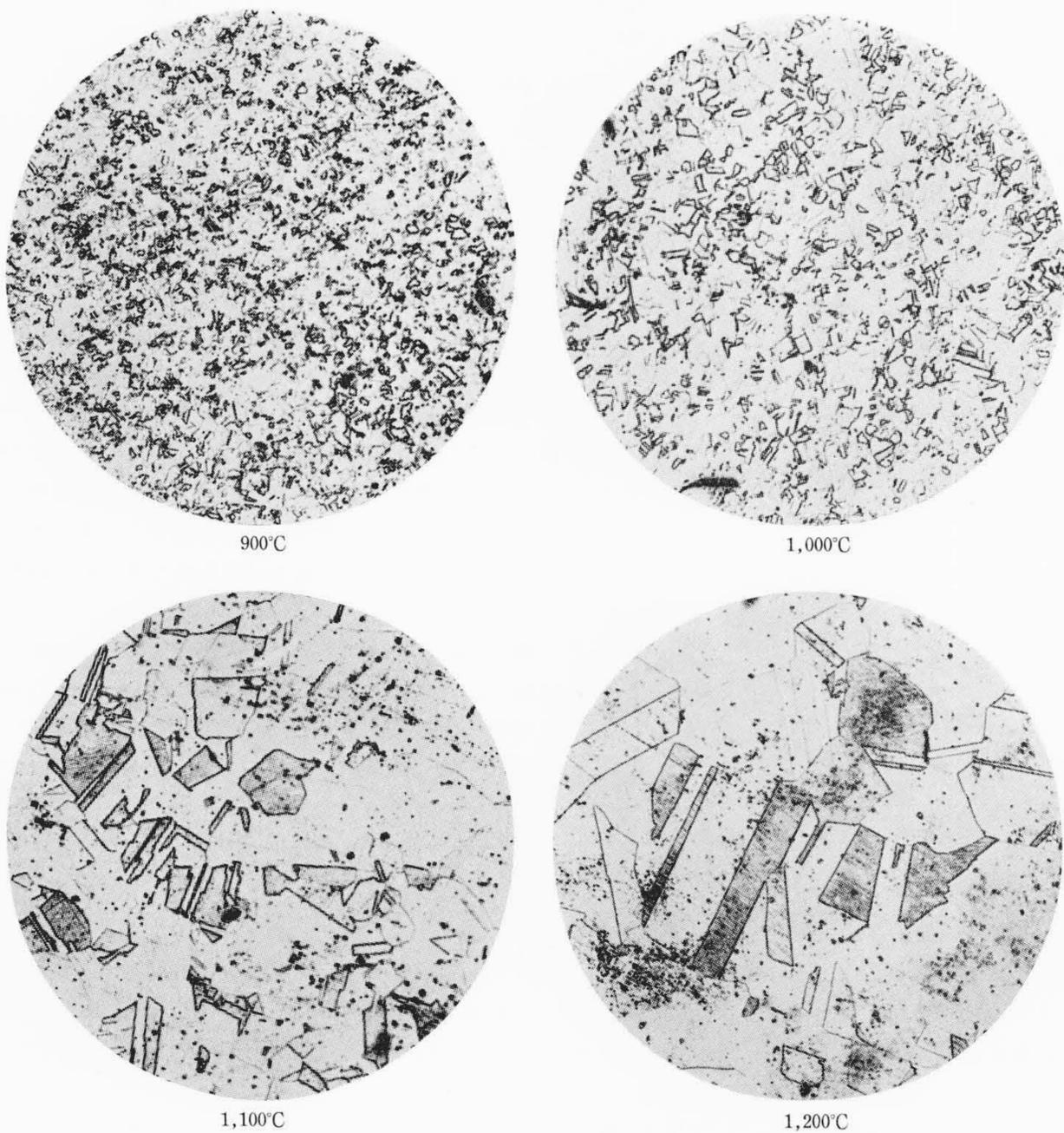
第5図 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼主蒸気管の引張および衝撃試験結果



第6図 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼主蒸気管のクリープ破断強度

18-8 Ti 鋼を 25φ に鍛伸し、これを 1,100°C×40 分加熱したのち水冷してから 500°C で 15φ まで鍛伸し、いわゆる熱冷加工を与えたのち、800~1,200°C の各温度に 1 時間加熱したあと水冷処理を施して、結晶粒度、引張り強さ、クリープ破断強度を測定した。

第7図は試料の顕微鏡組織を示す。第8図は結晶粒度および引張り試験結果を示す。室温の引張り強さは鍛造のままでは加工硬化のため著しく高く、熱処理温度が高くなるにつれ低下し1,050°C 以上ではほぼ一定の 55 kg/mm² 前後となる。650°C においては処理温度 900°C まで減少し、この温度以上では処理温度の上昇とともにわずかながら増加する傾向を示している。一方伸びと絞りは 900°C 以上の熱処理により著しく向上し、十分な値を示すが、650°C におけるこれらの値は室温より小さい。このように結晶粒度が変わっても引張り強さには著しい影響はない。第9図は鍛造したのち 800~1,200°C で熱処理した試験片の 650°C におけるクリープ破断線図を示す。鍛造のままおよび 1,000°C 以下で熱処理したものは破断線図が下向きに大きく折れ曲り長時間側で著しく弱い値を示し、1,050°C 以上で熱処理されたものは折れ曲りの傾斜が小さく、処理温度が高いほどクリープ破断強度は高い。以上の結果から 1,100°C 前後の熱処理であれば一応許容応力を満足するであろうと推定される。



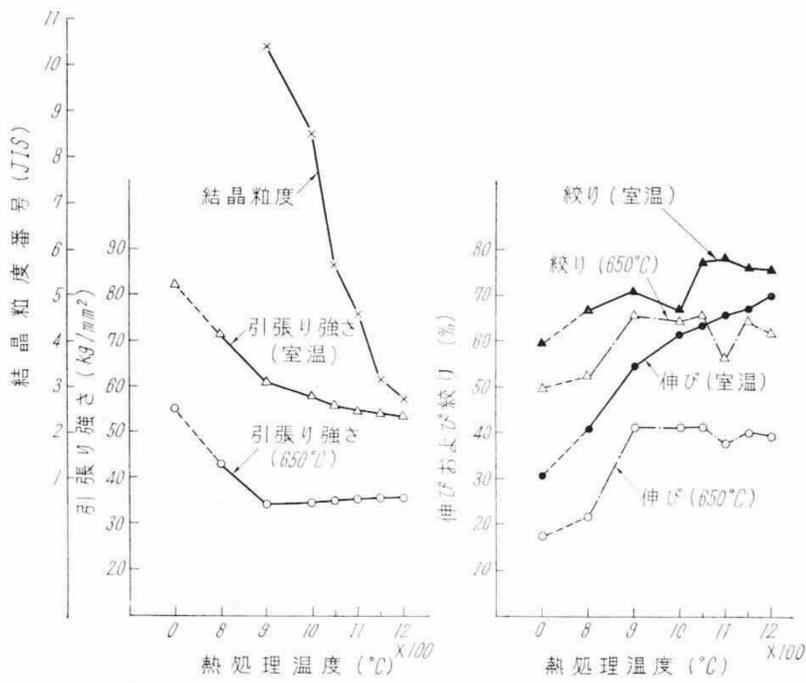
第7図 18-8 Ti 鋼の顕微鏡組織 (×100)

3. タービン用材料

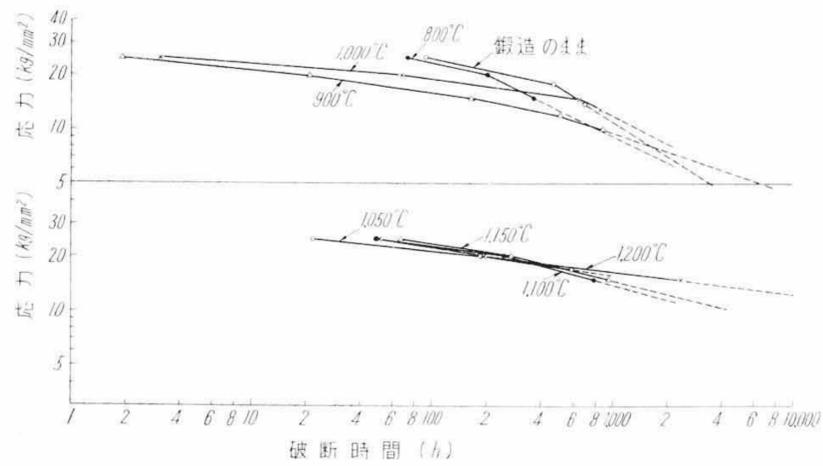
タービンには多種多様の材料が用いられているが、特に問題の多いタービンロータシャフト材、ケーシング材について述べる。

3.1 タービンロータシャフト材

火力発電プラントが大容量化するに伴い、タービンロータシャフト、発電機ロータシャフトは著しく大形化し、製造上いくたの技術改善が行われている。アメリカにおいて 1953 年以降少なくとも 4 件の大形鍛造ロータの破損事故が発生した事実から、ロータの製作および使用に当ってはこれらの調査結果をよく検討し、十分信頼して長期の使用に耐えうるよう万全の策を講ずべきである。



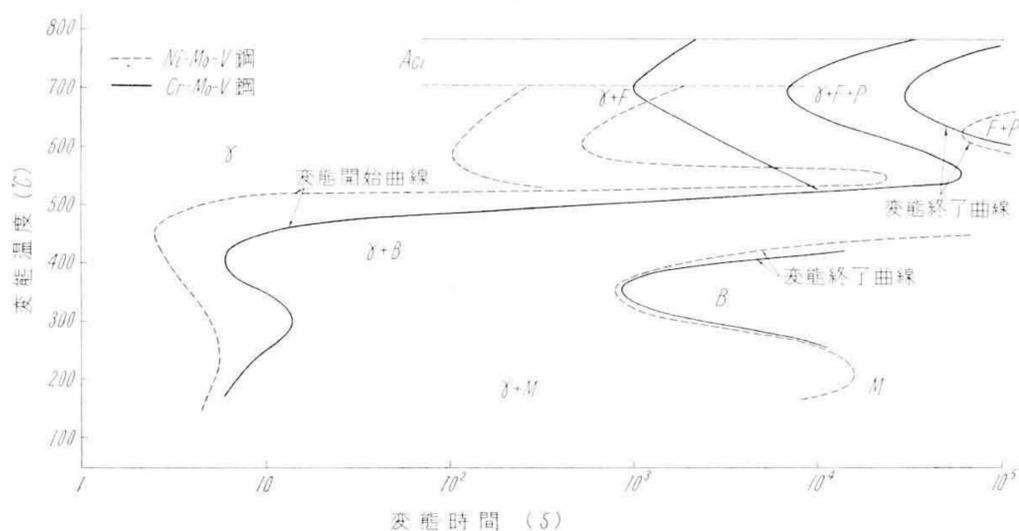
第8図 18-8Ti鋼の結晶粒度および引張試験結果



クリープ破断強度 (kg/mm²) (*外そう値)

(h)	(°C)	鍛造のまま	800	900	1,000	1,050	1,100	1,150	1,200
100		24.5	23	16	19	21.5	22.5	23.5	22.5
1,000		11	9	9.5	12	15.5	14	15	16.5
10,000*		2.6	3	4.5	3.5	—	7.5	8.5	12.5

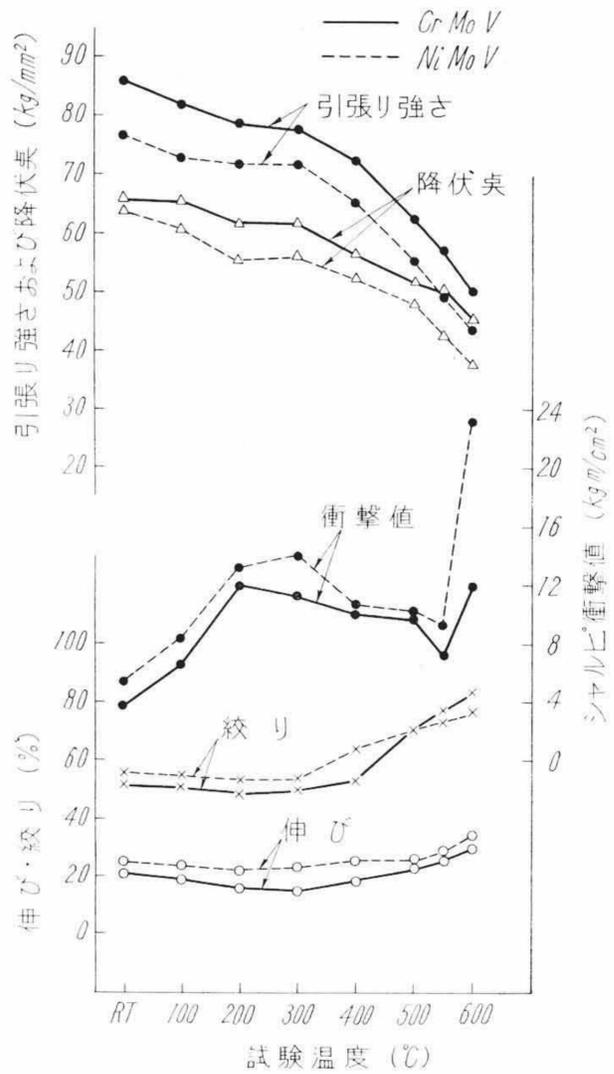
第9図 18-8Ti鋼のクリープ破断線図 (650°C)



第10図 Ni-Mo-V鋼およびCr-Mo-V鋼の恒温変態図

3.1.1 熱処理⁽⁷⁾

タービンロータシャフトは大形鍛造品であるので使用される鋼種は焼入性が良く、かつ高温強度のすぐれた材料でなければならない。一般に低温低圧側ロータ材としては Ni-Mo-V 鋼が用いられ、高温高圧側ロータ材として Cr-Mo-V 鋼が使用される。これらの鋼種について恒温変態図による焼入性の究明、高温顕微鏡による焼入時の冷却過程における変態様相の追究および熱処理と機械的の性質の関係など詳細な研究を行った。第10図に一例と



第11図 CrMoV鋼およびNiMoV鋼の高温における機械的性質

鋼種	C	Cr	Mo	V	Ni
Cr-Mo-V	0.32	1.17	1.15	0.25	0.08
Ni-Mo-V	0.22	0.13	0.53	0.07	2.81

して Ni-Mo-V 鋼と Cr-Mo-V 鋼の恒温変態図を示す。Cr-Mo-V 鋼は Ni-Mo-V 鋼に比べて焼入性はきわめて良好である。

3.1.2 高温強度

第11図はNi-Mo-V鋼とCr-Mo-V鋼の高温機械性試験結果を示す。全般的に Cr-Mo-V 鋼のほうが Ni-Mo-V 鋼より強度は高いが、伸びと絞り若干低い。さらに本鋼種を真空鑄造によって製作した場合には普通鑄造に比べてガスおよび非金属介在物が著しく減少するので加工性が向上するとともに高温衝撃抵抗と疲れ限度が高く、きわめてすぐれた材料となる。

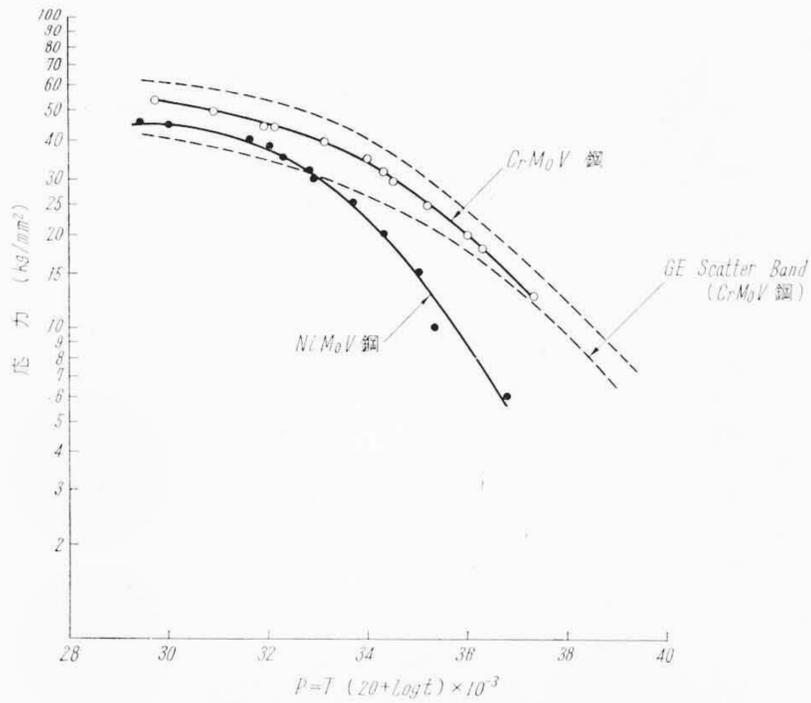
第12図はロータ実製品半径方向から採取された試験片のクリープ破断試験結果を示す。Ni-Mo-V 鋼は 500°C 以上では急激に強度が低下し、高温側では断然 Cr-Mo-V 鋼がすぐれている。なお使用するタービンロータはすべて半径方向からクリープ破断試験片を採取し破断強度をチェックしている。

3.2 タービンケーシング材

主塞止弁、リヒートストップバルブ、インターセプトバルブなどのボディおよびタービンの高圧ケーシングなどの高温高圧蒸気容器には鑄鋼が用いられる。炭素鋼は 315°C くらいまで、Mo 鑄鋼は 440°C くらいまでそれ以上は Cr-Mo または Cr-Mo-V 鑄鋼が用いられる。

3.2.1 熱処理^{(8)~(11)}

1/2Mo, 1/2Cr1/2Mo, 1Cr1/2Mo, 1Cr1Mo, 2Cr1Mo, 1Cr3/4Mo



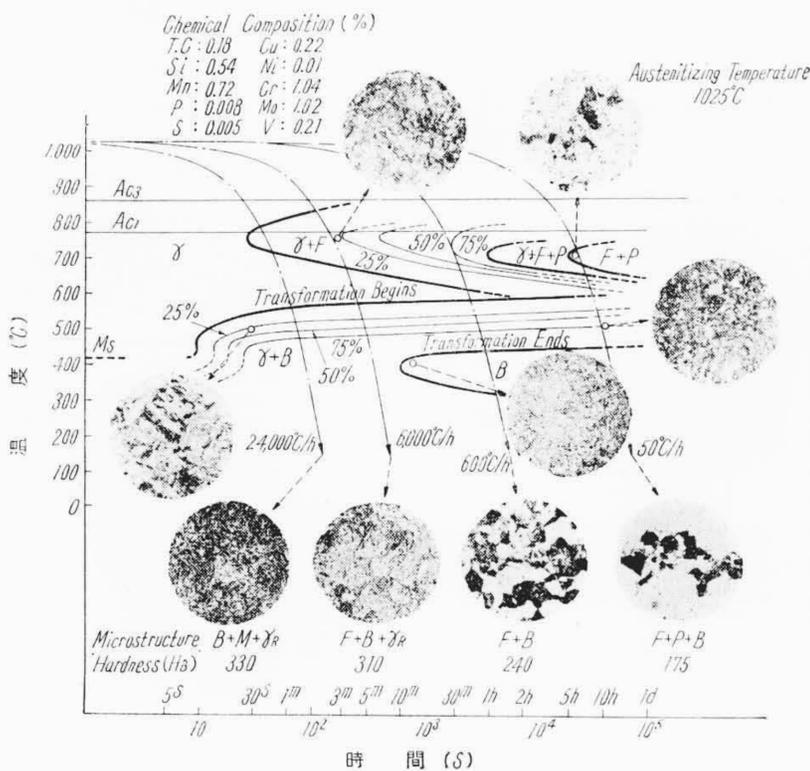
パラメータ $P = T(20 + \log t) \times 10^{-3}$

時間	450°C	500°C	550°C	600°C	650°C	700°C
100	28.62	30.60	32.58	34.56	36.54	38.52
1.000	29.92	31.99	34.06	36.13	38.20	40.27
10.000	31.22	33.38	35.54	37.70	39.86	42.02
100.000	32.52	34.77	37.02	39.27	41.52	43.77

組成 (%)

鋼種	C	Cr	Mo	V	Ni
Cr-Mo-V	0.32	1.17	1.15	0.25	0.08
Ni-Mo-V	0.22	0.13	0.53	0.07	2.81

第12図 Cr-Mo-V 鋼および Ni-Mo-V 鋼の Master 破断曲線

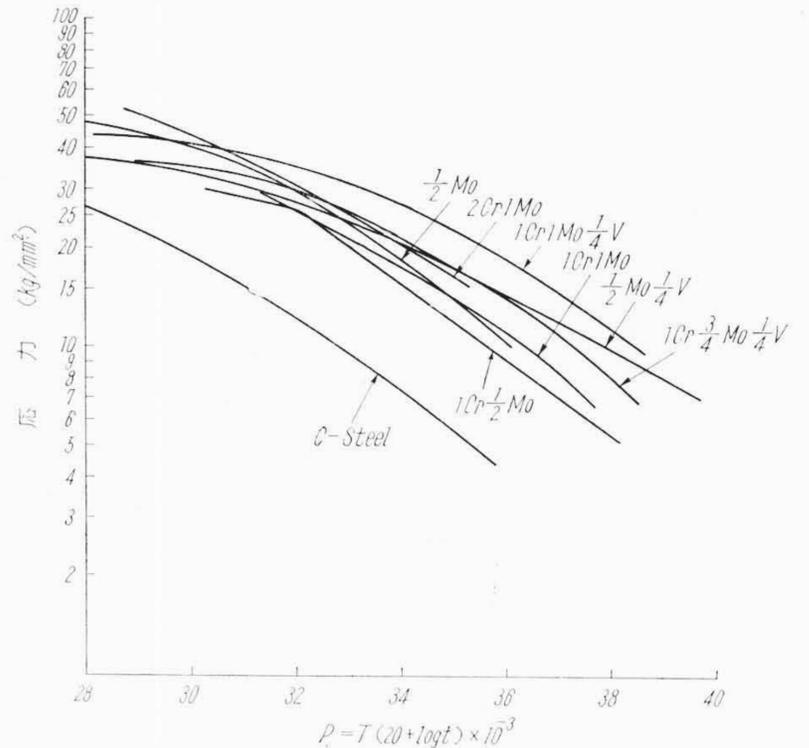


第13図 1Cr1Mo $\frac{1}{4}$ V 鋼の恒温変態図

$\frac{1}{4}$ V, 1Cr1Mo $\frac{1}{4}$ V, Mo-V 鋼について恒温変態図, 焼入組織図などを求め焼入性について詳細な研究を行った。Cr が 1% 含まれることによって焼入性は著しく良好となるが, それだけ熔接上むずかしさを増す。第13図に一例として Cr-Mo-V 鋼の恒温変態図を示す。高温から焼準を行い適当な温度で焼戻すことにより良好な機械的性質が得られる。焼準時の冷却速度は機械的性質にかなりの影響を与える。実製品においては形状肉厚を考慮し, 良好な機械的性質が得られるよう特殊な冷却法をくふうしている。

3.2.2 高温強度⁽¹²⁾

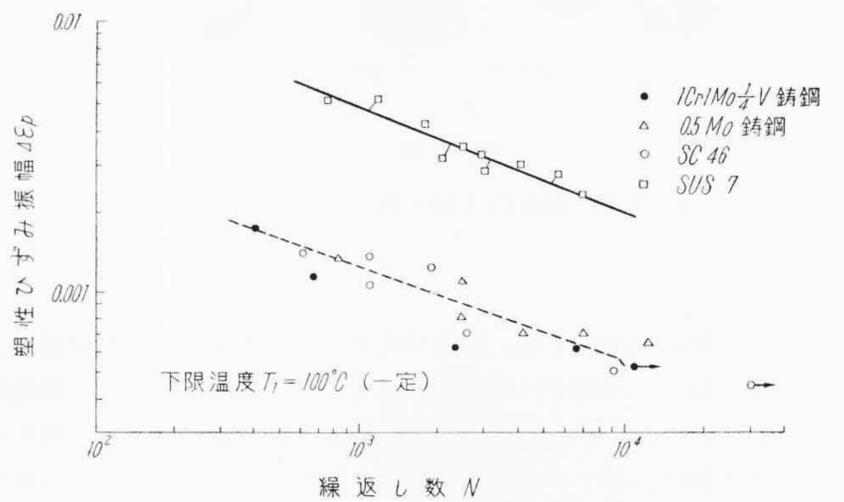
各種鋼について高温引張り, 衝撃, クリープ破断特性などを詳



パラメータ $P = T(20 + \log t) \times 10^{-3}$ T: Rankin 温度 t: 時間 (h)

時間	450°C	500°C	550°C	600°C	650°C	700°C
100	28.62	30.60	32.58	34.56	36.54	38.52
1.000	29.92	31.99	34.06	36.13	38.20	40.27
10.000	31.22	33.38	35.54	37.70	39.86	42.02
100.000	32.52	34.77	37.02	39.27	41.52	43.77

第14図 各種鋼のクリープ破断特性



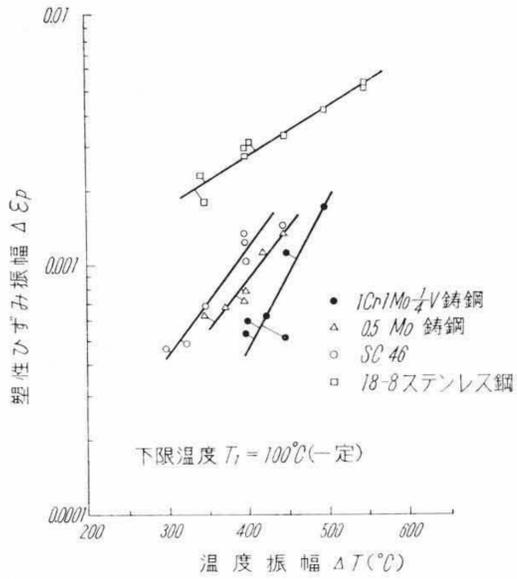
第15図 塑性ひずみ振幅と破断繰返し数

細に実験した。第14図はこれら鋼のクリープ破断特性を示す。Mo-V 鋼は比較的良好な高温強度を示すが, 黒鉛化の傾向を有するので高温部分には用いないほうが良い。 $\frac{1}{2}$ Mo 鋼もクリープ破断強度としては 500°C までかなり良好であるが黒鉛化のおそれがあるからその点十分考慮しなければならない。

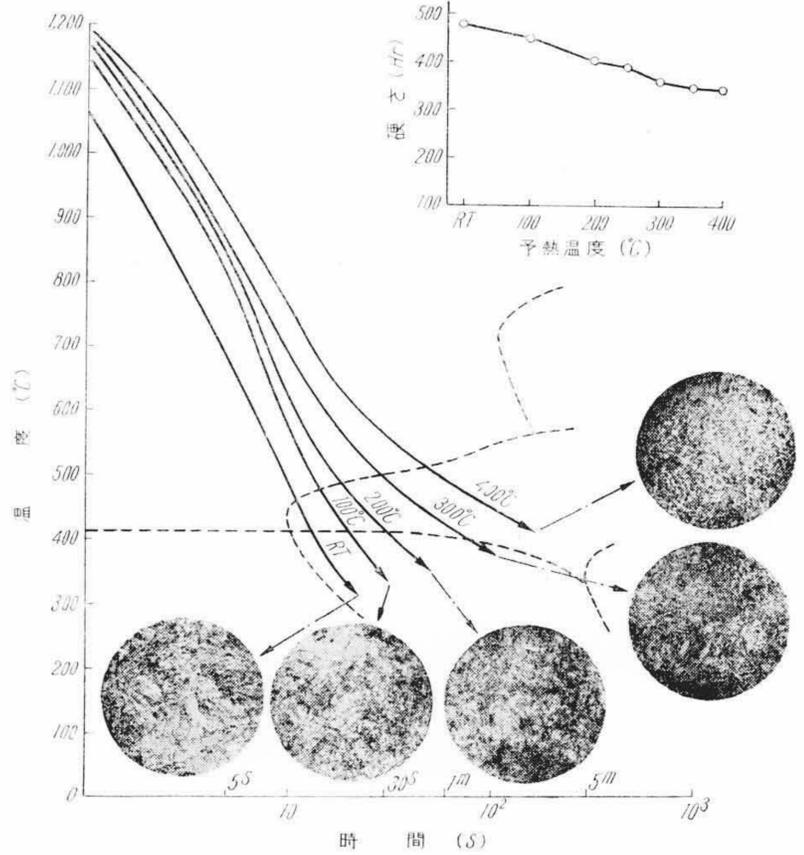
3.2.3 熱疲労強度⁽¹³⁾

タービンケーシングの経年きれつは以前からしばしば問題とされているが, きれつ発生の原因の一つとして, タービンの起動停止に伴う熱ひずみの繰返しによる疲労, いわゆる熱疲労があげられる。タービンの高温高圧化や, また運転面で従来以上の急速起動が望まれている現状からみて熱ひずみを小さくするような設計上の改善を必要とすることはもちろんであるが, 材料の熱疲労強度についても十分な検討が必要である。かかる観点から熱疲労強度について実験を行っており, その一端を紹介する。

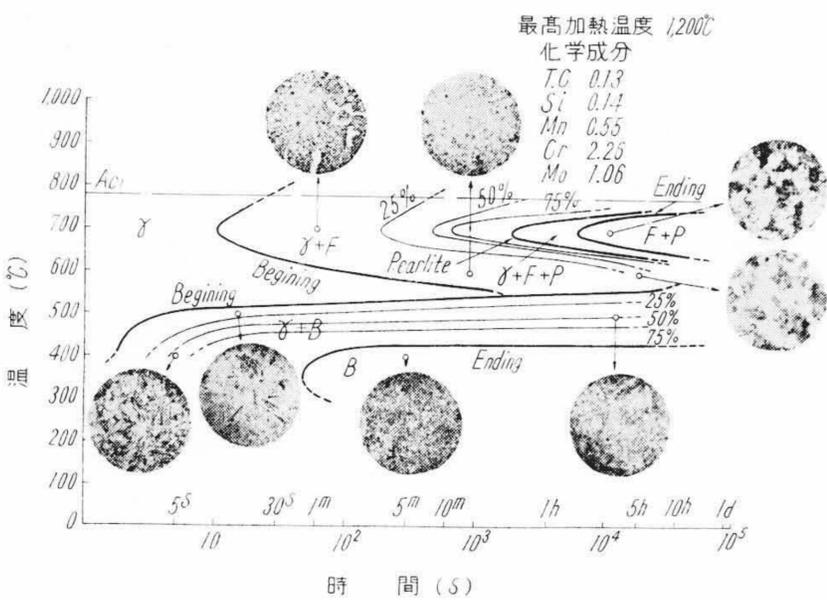
平行部の長さ約 70 mm, 外径 12 mm, 肉厚 1 mm の管状試験片の両端を固定し, これに直接電流を通ずると, 試験片は自身の電気抵抗によって加熱されると同時に, 熱膨脹が自由にできない



第 16 図 温度分布と塑性ひずみ振幅



第 18 図 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼の連続冷却変態図と熱影響部の冷却曲線

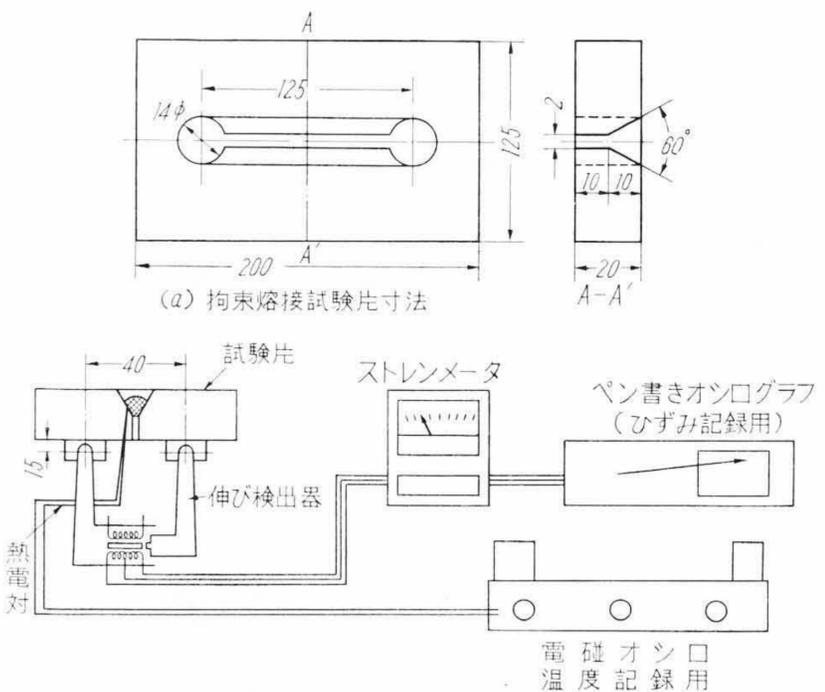


第 17 図 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼の恒温変態図

ので圧縮応力が生ずる。応力が大きければ試験片は塑性変形し、電流を断って冷却すれば引張り応力が生ずる。このような加熱冷却およびそれに伴う塑性ひずみの繰返しを試験片にきれつが生ずるまで続け、半サイクル間に生ずる塑性ひずみ $\Delta \epsilon_p$ ときれつ発生までの繰返数 N との関係求めたのが第 15 図である。同図からわかるように両者の関係は両対数グラフ上ではほぼ直線となり数式的には次式で表わされる。

$$N \Delta \epsilon_p = k$$

第 15 図からわかるように 18-8 ステンレス鋼は低合金鋼に比べてかなり大きな繰返し塑性ひずみに耐える。また実験に供した鋼間にはあまり大きな差はみられない。第 16 図は試験片の中央における温度振幅 ΔT とそれによって生ずる塑性ひずみ $\Delta \epsilon_p$ との関係を示すものであって、同じ ΔT によって生ずる $\Delta \epsilon_p$ の大きさが材料によって著しく異なることがわかる。この図からわかるように鋼の中では降伏点の高い 1Cr1Mo1/4V 鋼がほかと比べて塑性ひずみが生じにくい点で有利である。18-8 ステンレス鋼は鋼よりも熱膨脹係数が大きくしかも降伏点が低いため塑性ひずみが生じやすいが、これは鋼よりも大きな塑性ひずみに耐えるという面でもかなりカバーされる。第 16 図の結果は試験片の温度分布、拘束条件などによって大幅に変わりうるものであって、材料の選定に当たって第 15 図のような材料がどの程度の $\Delta \epsilon_p$ に耐えるかという点のほかに、与えられた使用条件のもとでどのような $\Delta \epsilon_p$ が生ずるかを十分検討する必要がある。



(b) 溶接ひずみおよび温度測定法

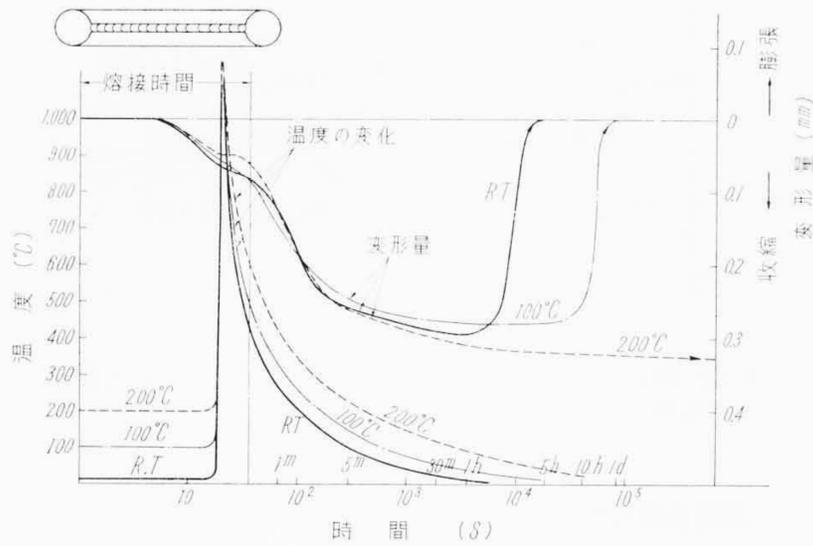
第 19 図 拘束きれつ性試験方法

4. 各種材料の溶接

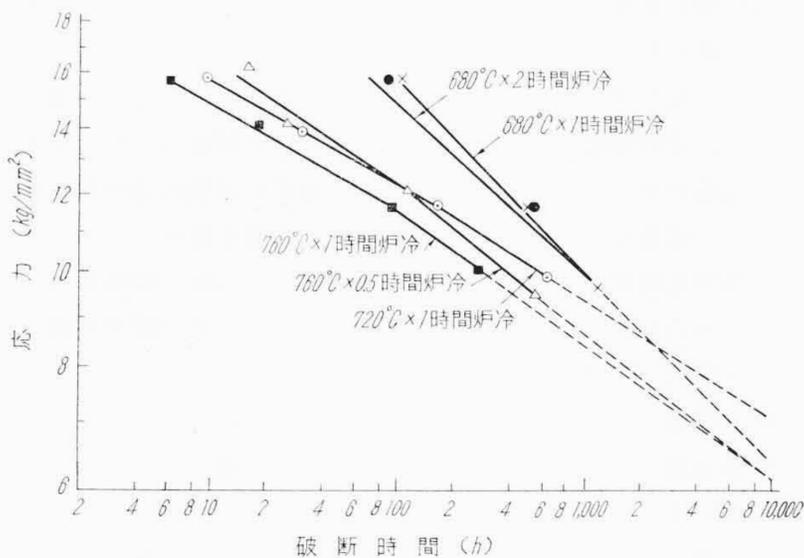
4.1 低合金鋼および低合金鋼の溶接^{(14)~(18)}

ボイラ用の Cr-Mo 鋼管、タービン用の Cr-Mo 鋼管、Cr-Mo-V 鋼管およびその他の低合金鋼は焼入性が良好なるため、溶接熱影響部の硬化性は著しく大きく、欠陥のない良好な溶接を行うには適切な予熱および後熱が必要である。溶接性の究明のためにはこれら諸鋼材について恒温変態図を求め溶接性を明らかにするとともに、連続冷却変態図を求め、さらに溶接熱サイクル再現装置を用い溶接熱影響部の金相学的変化を究明している。

第 17 図はこれらの一例として 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼の最高加熱温度 1,200°C からの恒温変態図を、第 18 図は 1,200°C からの連続冷却変態図と予熱した時の溶接熱影響部の冷却曲線および組織を示す。こ



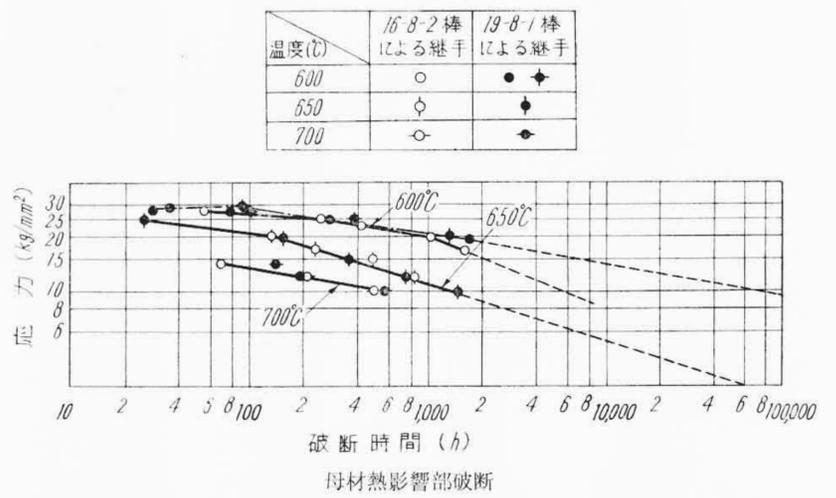
第20図 予熱温度と熔接時の温度およびひずみの変化



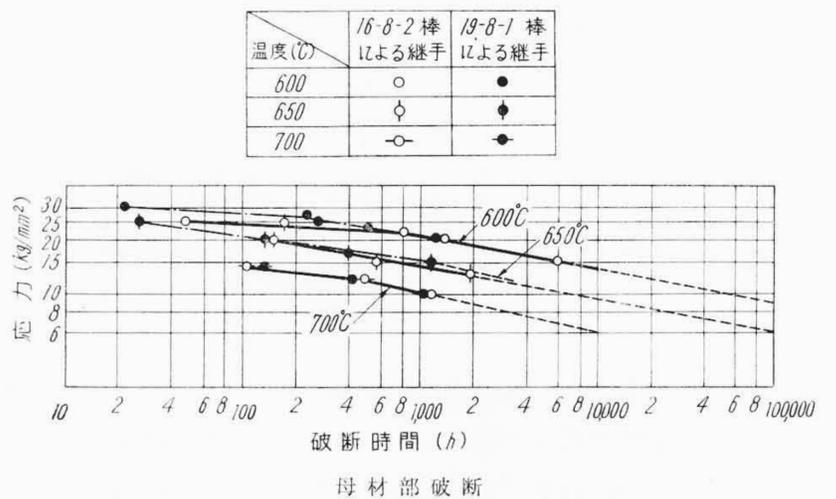
第21図 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼熔接継手材のクリープ破断強度に及ぼす後熱処理の影響

れによると予熱なしでは熱影響部の冷却速度は速く、組織は大部分マルテンサイトで著しくかたいが、予熱温度の上昇とともに冷却速度は小さくなり、マルテンサイトは減少しベイナイト変態量が増し、一方かたさは低下しじん性が増す。予熱温度の決定に当ってはこれら金相学的検討に加えて、さらに拘束きれつ性試験が実施されている。すなわち第19図に示すように小形リーハイ形の試験片を用い、試験片中央部に差動トランスを用いた精密ひずみ検出器を取りつけ、熔接中およびその後の冷却中のひずみ変化をオシログラフに記録させ、一方熔接熱影響部に熱電対を埋め込み同時に温度変化を電磁オシログラフに記録させ、両者を照合することによりきれつ発生温度および時間を求める。第20図は 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼について行った実験結果を示す。熔接後熔接部は収縮するが、予熱しないものは1時間くらい経過後急に膨張に転じ、ここできれつを生じたことを示す。100°C で予熱した場合冷却曲線がゆるやかになるとともに異常膨張する点は長時間側にずれ約10時間経過後にきれつ発生を示す。200°C 予熱を行った場合はきれつは発生せずひずみ変化は収縮のみを示している。一般的に Cr-Mo 鋼の熔接時の予熱は 200~300°C が適当であるが、その熔接物の拘束度の大小によって若干変動する。同一材料に対しても熔接棒が変わるときれつ感度が変化し、本法は熔接棒の選択試験にも利用できる。使用する熔接棒についてはきれつ感度、作業性の調査に加えて、クリープ破断特性を知ることが必要である。各種の低合金熔着鋼についてクリープ破断試験を行ってみると、熔接条件によってクリープ破断特性がかなり変化するので注意を要する。

後熱処理については、後熱温度および時間による顕微鏡組織およびかたさの変化を詳細に追究して、熱影響硬化部が焼戻されて安定



第22図 347(18-8-Cb)材熔接継手のクリープ破断線図(熔接のまま)

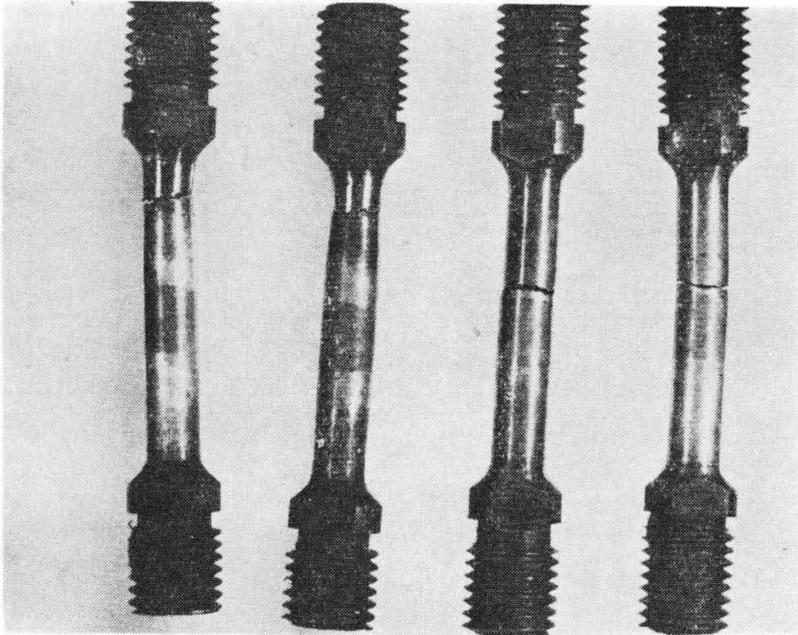


第23図 321(18-8-Ti)材熔接継手のクリープ破断線図(熔接のまま)

化する条件を求めるとともに、熔接部の残留応力を測定し、さらに継手のクリープ破断強度に及ぼす後熱条件の影響を追究し、これら3者の結果から総合的に最も適当な温度を決定した。熔接継手のクリープ破断においては多くの場合母材または熱影響部で破断する。後熱温度が低すぎればクリープ破断線図の傾斜が急で、短時間強度は強いが、長時間破断強度が低く、また高すぎると破断線図全体が下降する。後熱温度が低い場合熱影響部の組織が不安定でクリープ破断試験中に焼戻が進行するので破断線図の傾斜が急になり、高すぎると炭化物反応によってフェライト地中の Cr, Mo が炭化物中に移行し、地の合金濃度が薄くなり、また炭化物も凝集して球状化するの強度の低下を招来するものと考えられる。第21図は 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼熔接継手のクリープ破断強度に及ぼす後熱処理の影響を示す。720°C で後熱したものが最も良好な破断特性を示す。2 1/4 Cr 1 Mo 鋼の場合残留応力は 700°C で十分除去される。

4.2 18-8系鋼の熔接⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾

アメリカにおいて 18-8Cb 鋼(347形)管の熔接部に事故を生じ、また 18-8Ti 鋼(321形)管では 2.3 で述べたように過熱管の膨出事故があった。そこで 18-8系鋼熔接部の高温強度について検討した。18-8Cb 鋼および 18-8Ti 鋼をそれぞれ 16-8-2 Mo 鋼および 19-8-1 Mo 鋼熔接棒で熔接し、4種の熔接継手試片を作製し、まず熔接のままで高温引張、衝撃、疲労およびクリープ破断試験を行った。引張試験ではいずれも母材で破断し問題はない。また衝撃値はいずれの材料も十分な値を示し熱影響部が特にもろいという傾向は認められなかった。高温疲労試験においては 18-8Ti 鋼を 16-8-2 Mo 鋼棒で熔接したものが最も良好であった。クリープ破断試験においても同様 18-8Ti 鋼と 16-8-2 Mo 鋼棒の組み合わせが最も良好なクリープ破断特性を示した。第22, 23図は熔接継手のクリープ破断線図を示す。第24図はクリープ破断試験片の外観を示す。

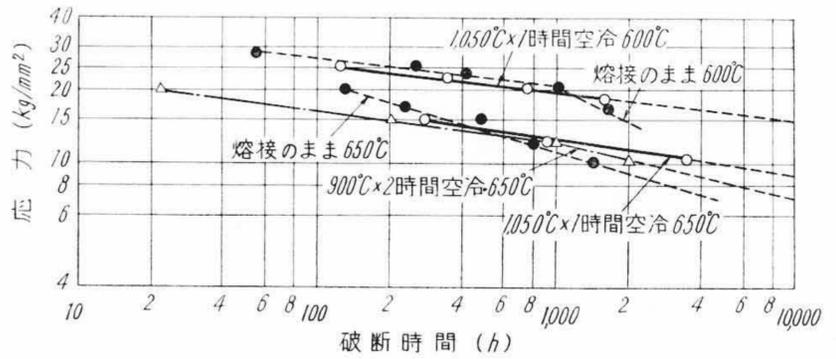


条件	試番	A	B	C	D
応力 (kg/mm ²)		15	13	17	15
破断時間 (h)		552	1915	235	484
		18Cr8NiTi鋼 16Cr8Ni2Mo棒		18Cr8NiCb鋼 16Cr8Ni2Mo棒	

第 24 図 クリープ破断試験片 (650°C)

18-8Cb 鋼の熔接継手は熱影響部で破断し著しく低い値を示したが 18-8Ti 鋼の継手は母材で破断し、十分良好な破断特性を示した。

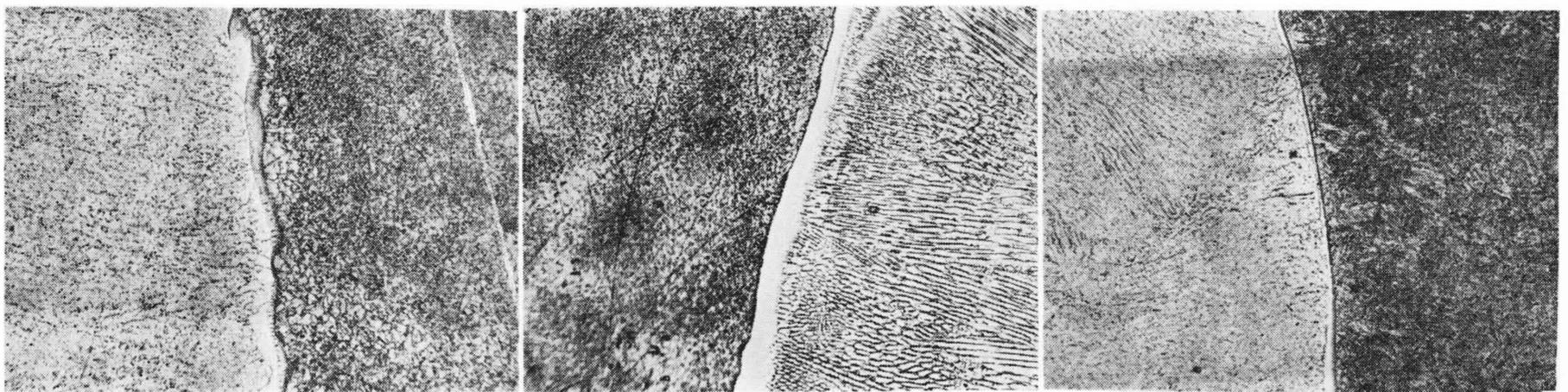
次に 18-8Cb 鋼熔接継手のクリープ破断特性を改善するために後熱条件の影響を検討した。第 25 図は 18-8Cb 鋼の 16-8-2 Mo 鋼棒による熔接継手を 900°C×2時間、1,050°C×1時間それぞれ後熱処理してクリープ破断試験を行った結果で、1,050°C の後熱により特性が著しく改善されかつ破断は母材で起った。18-8Cb 鋼の熱影響部が劣化することは切欠クリープ破断試験の場合 Christoffel によって報告されている。18-8Cb 鋼の熔接にはこれらの諸点を勘案し適当な対策が必要である。



第 25 図 347 材の 16-8-2 棒による継手のクリープ破断線図 (後熱処理の影響)

4.3 異種金属の熔接⁽²¹⁾

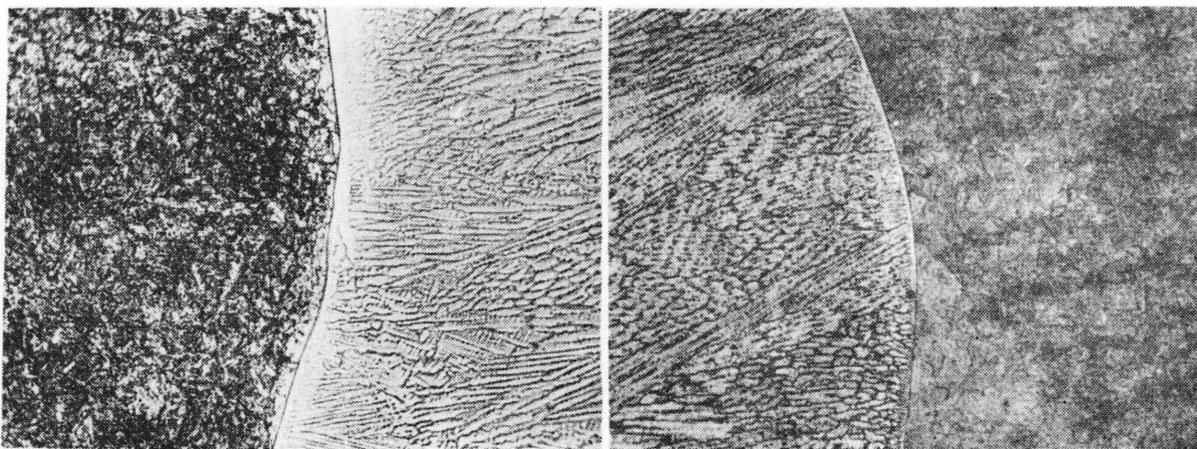
火力発電プラントの蒸気温度が高くなって、一部に 18-8Ni 系オーステナイト鋼が用いられるようになってくると、従来の Cr-Mo 鋼と 18-8Ni 系鋼とを接合する部分が出てくる。フェライト系の Cr-Mo 鋼とオーステナイト系の 18-8Ni 鋼とでは組成に著しい差があるのみならず、熱伝導度、電気抵抗、熱膨脹係数などに著しい差があり、その熔接に際しては色々むずかしい問題が生じてくる。さらに高温で使用される場合には両者の熱膨脹係数の差から熱応力が発生し、熔接境界が起点となって複雑な問題を提示している。熔接棒の選択も問題であって 347 形 (19-9Cb)、25Cr20Ni 棒などが推奨され用いられた例もあるが、オーステナイト系で膨脹係数がフェライト鋼に近い熔着金属が得られるインコネルなどの高 Ni 系熔接棒が登場してきた。これはフェライト (母材) とオーステナイト (熔着金属) との境界に発生する熱応力を軽減し、よりクリープ強度の高いオーステナイト (熔着金属) とオーステナイト (母材) との境界で熱応力を受け持たせようという考え方で一応納得される考え方である。またフェライト鋼とオーステナイト鋼とをオーステナイト鋼熔接棒で熔接し、継手のクリープ破断試験を行えば、一般にフェライト系鋼母材とオーステナイト熔着金属との熔接境界、あるいは境界よりわずかに母材側に入ったところから破断し、破断強度は母材よりかなり低下する。この原因の一つとして、オーステナイ



16-8-2 Mo ← | →

炭素鋼 ← | → 25Cr-20Ni

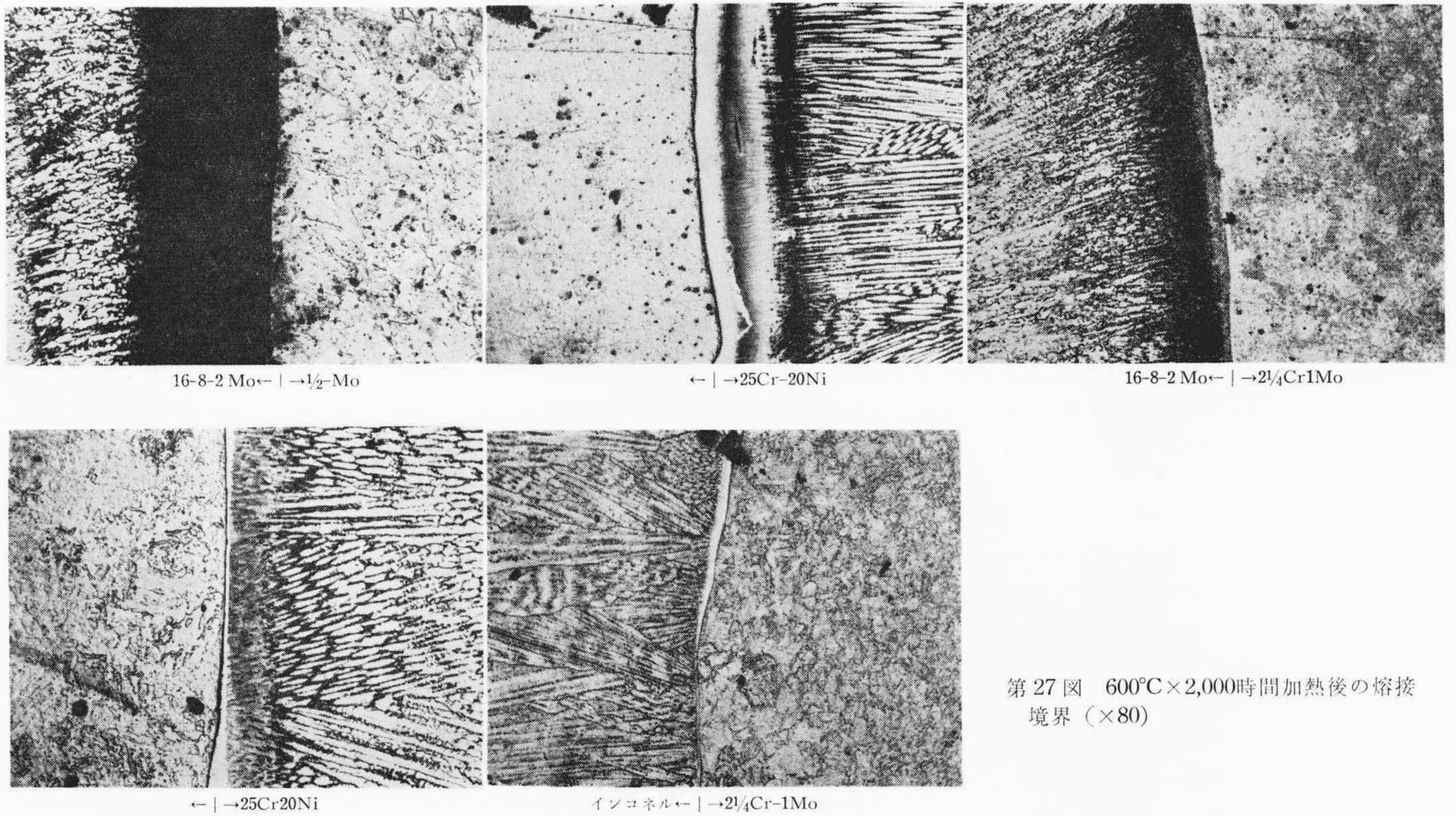
16-8-2 Mo ← | → 2 1/4 Cr-1Mo



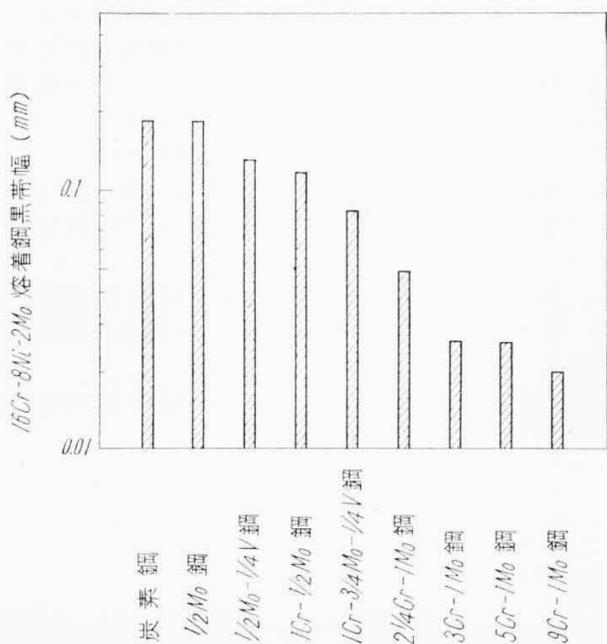
← | → 25Cr-20Ni

インコネル ← | → 2 1/4 Cr-1Mo

第 26 図 熔接のままの熔接境界 (×80)



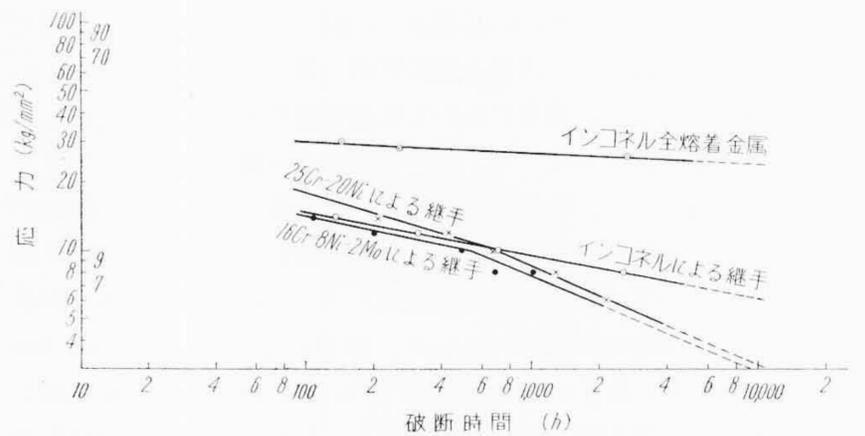
第27図 600°C×2,000時間加熱後の熔接境界 (×80)



第28図 600°C 1,000時間加熱後の熔着鋼側黒帯

ト系鋼にはフェライト系鋼に比べCとの結合力が強いCrが多量に含まれているため、熔接した後熱処理あるいは高温で試験中に、母材側のCがオーステナイト熔着鋼側へ移動し、熔接境界近傍の母材側に低炭素層を生じ弱くなることがあげられる。

そこで異種金属熔接部境界におけるCの移動現象を究明し、ついで 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼と 18-8 Ni 系鋼熔接継手のクリープ破断強度に及ぼす熔接棒の影響について実験した。母材は炭素鋼およびCと結合力の強いCr, Moを含んだ9種の鋼で、一部の試料はVを含んでいる。いずれも現在火力用機器に使用されているフェライト系鋼を選び、熔接棒には 16-8-2 Mo 鋼, 25Cr 20 Ni 鋼および一部にインコネルを用いて熔接試験片を作製した。第26図は熔接のままの熔接境界を示す。これを 600°C×2,000時間加熱すると第27図に示すようにフェライト鋼側からCがオーステナイト熔着鋼側に移動し、熔接境界の熔着鋼側に黒帯を生じている。この黒帯は微細な炭化物が析出した部分である。加熱温度が高く、時間の長いほどこの黒帯幅は



クリープ破断強度 (kg/mm²)

試料	インコネル全熔着金属	インコネル継手	25Cr-20Ni継手	16-8-2 Mo継手
温度(°C)	600	600	600	600
時間(h)	600	600	600	600
100	30	14.8	18	14.3
1,000	27	9.5	8.6	7.7
10,000	24*	6.1*	3.1*	2.9*

*印: 推定値

第29図 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼と 18-8 Cb 鋼との各種熔接棒による継手およびインコネル全熔着金属の 600°Cにおけるクリープ破断線図

広くなる。700°C以上の加熱ではフェライト鋼側に脱炭して結晶粒が異常に成長した部分があらわれる。第28図は600°Cで1,000時間加熱した場合の黒帯幅を示す。母材のCr量が増すに伴い、黒帯幅は減少し、Cの移動が抑制されることがわかる。第2表は 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼熔接部の脱炭粗粒層の幅を示す。インコネルを用いたものは 700°C×1,000時間の加熱できわめてわずかの粗粒層が一部に認められるのみで、25Cr 20 Niあるいは 16-8-2 Mo 鋼熔接棒に比べかなりCの移動がおさえられ、この面からも高Ni系のものの特色が確められた。次にこの3種の熔接棒を用いて 2 1/4 Cr 1 Mo 鋼と 18-8 Cb 鋼との熔接継手を作り 600°Cでクリープ破断試験を行った。第29図は試験結果を示す。インコネル熔接棒を用いたものが最も良好なク

第 2 表 母材側脱炭粗粒層の幅 (mm)

母材	温度 (°C) 時間 (h)	700			800		
		10	100	1,000	1	10	100
2¼Cr 1 Mo 鋼	16-8-2 Mo 鋼	0	一部	1.28	0.19	0.53	1.35
	25Cr 20Ni 鋼	0	一部	1.22	0.13	0.65	1.5
	インコネル (NiCrCb)	—	0	一部	一部	—	0.97

リーブ破断特性を示し、16-8-2 Mo あるいは 25Cr 20 Ni 鋼棒を用いた継手は 600時間前後から破断線図が下に折れ曲り、長時間強度は著しく弱い。破断はいずれも 2¼Cr 1 Mo 鋼側の境界で母材寄りの位置から起っており、前述の C の移動現象とよく対応する。以上のことから 2¼Cr 2 Mo 鋼と 18-8Ni 系鋼との熔接にはインコネルが最もすぐれているといえよう。

5. 結 言

以上日立製作所において行われてきた火力発電所用金属材料の研究の一端を紹介した。火力用材料としてはこのほか、給水加熱器、復水器などに用いられるが銅合金があるが使用温度が比較的低温で問題が少ないので省略した。これらの研究により蒸気温度が 566°C 級の火力発電プラントに対する材料およびその熔接についてはほとんど問題が解決され、国産材料を用い輸入プラントにまさるとも決して劣らぬプラントを製造しうる自信を得た。

サイクル理論に立脚して蒸気の圧力温度を上昇すればプラント効率が向上することは早くから知られていたことであり、そのような蒸気条件を実現するためには高温高压に耐える材料の進歩が必要であって、火力技術の向上は根本的に材料の進歩に依存しているといっても過言ではない。現状においては蒸気条件を 566°C 以上にしてプラント効率を向上させても、オーステナイト鋼の使用量が増すため設備費が高くなり、結果的には発電原価が高くなるといわれている。したがって経済的な耐熱鋼の出現が望まれる。各国において価格比の安いフェライト系耐熱材を改良して、その使用限度を引きあげようとする研究が行われている。改良の方向としては Cr-Mo 鋼の Cr 量を若干高くし、これに V, Cb, Ti, B, W などを添加して高温強度の改善を図っている。しかしこれらの材料はいずれも加

工性および熔接性があまり良くない。したがって現状ではただちにボイラ鋼管に用いることには難色がある。しかしながら、設計者、加工技術者、熔接技術者のたゆまざる努力によって新設計あるいは新技術が開発され逐次解決されていくものと期待される。今後の日本の火力技術を進展させるためには、国情に適した経済的な耐熱材料の開発が必要であって、これには火力機器製造者のみならず特に鉄鋼製造者側の協力が要望される。

これらの諸研究を遂行するに当たってご指導を与えられた日立製作所日立研究所三浦所長をはじめ小野部長、山崎部長、日立工場火力設計部玉木部長、綿森副部長、水戸工場守永部長の各位に厚くお礼申しあげるとともに、本稿を取りまとめるに当たってご便宜をいただいた日立工場プラント設計課浦田課長をはじめ日立研究所第 52 研究室および第 33 研究室の関係者に感謝する次第である。

参 考 文 献

- (1) 寺井：住友金属 8, 164~177 (1956)
- (2) 寺井, 阿部：高温強度シンポジウム資料 51~54(昭34-9)
- (3) 高尾, 西原：高温強度シンポジウム資料 63~65(昭34-9) 平山, 山本
- (4) 池島：火力発電 11月, 484~492 (1958)
- (5) 西原, 平野, 山本, 吉田：鉄と鋼 45, 1357~1362 (1959)
- (6) 寺井：鉄と鋼 45, 221~223 (1959)
- (7) 厚母, 根本：鉄鋼協会昭和 30 年春期講演大会
- (8) 小野, 根本：日本金属学会昭和 29 年秋期講演大会
- (9) 根本：日本金属学会昭和 30 年春期講演大会
- (10) 根本：日本金属学会昭和 30 年秋期講演大会
- (11) 根本：日本金属学会誌 20, 243 (1956)
- (12) 根本, 佐々木, 伊藤：日本金属学会昭和 33 年秋期講演大会
- (13) 楠本：日本機械学会昭和 35 年春期講演大会にて講演の予定
- (14) 小野, 根本, 八重樫：日本金属学会昭和 30 年秋期講演大会
- (15) 根本：日本金属学会昭和 32 年春期講演大会
- (16) 根本：日本熔接学会昭和 33 年春期講演大会
- (17) 根本, 八重樫：日立評論別冊 No. 33, 58~66 (昭 34-12)
- (18) 根本, 佐々木, 八重樫：日本熔接学会昭和 34 年春期講演大会
- (19) 根本, 佐々木, 永山：日本熔接学会昭和 34 年秋期講演大会
- (20) 根本, 佐々木：日本熔接学会昭和 35 年春期講演大会にて発表予定
- (21) 根本, 佐々木, 幡谷：日本熔接学会昭和 35 年春期講演大会にて発表予定



特 許 の 紹 介



特許第 254714 号

加 藤 正 敏

タ ー ビ ン 調 速 機

タービン調速装置には負荷の変化に応じ、ある関係で速度を変える機能がそなえられている。この関係を速度調定率と称し、たいていは定格負荷で定格回転であったものが無負荷となったときに数パーセントの速度上昇をきたすように設定される。したがって比較的大きな負荷で運転されていたものが突然に無負荷状態になるときはタービンは高い回転状態に昇りかつ継続することになる。これは調速のための蒸気加減弁を脈動的に開閉させて運転の安定をそこない、電力系統への再投入をめんどりにする。この点について従来は調速装置内部に前記の速度調定率をかえて負荷運転から無負荷状態にかわりタービンの速度が高くなっていったものを定格回転に復帰させることを手動によって行わせていた。すなわち同期装置を手動によって操作していたのである。しかしながらそれでは前述のような欠点や不便は解決されない。これにかんがみ本発明にあっては同期装置を操作して前述のような負荷遮断に際して無負荷において定格回転に持ちこたされることを自動的に行いうる装置を提供するものである。

本発明は同期装置を動作する電動機の駆動回路中に時限装置を設

け、かつこの時限装置の時限はそのときの負荷状態によって設定されるようにした。しかして同回路はタービンの負荷遮断によって閉路されるように開閉器が設けられる。速度調定率によってもたらされる回転状態から定格の回転数に修正するための同期装置の動作量はそのときの負荷状態によって違い、負荷が小さいほど上記動作量は大きいのであるからこの動作量を同期装置駆動用電動機の動作時間によって設定するようにしたのである。これによって調速装置はいかなる負荷状態から負荷遮断された場合でも自動的に定格回転状態に修正されるので前述したような動作の不安定や電力系統への再投入を不便にする欠点が解消する。(高橋)

