

技 術 資 料

耐熱材料について

藤 田 利 夫*

On the Heat Resisting Materials.

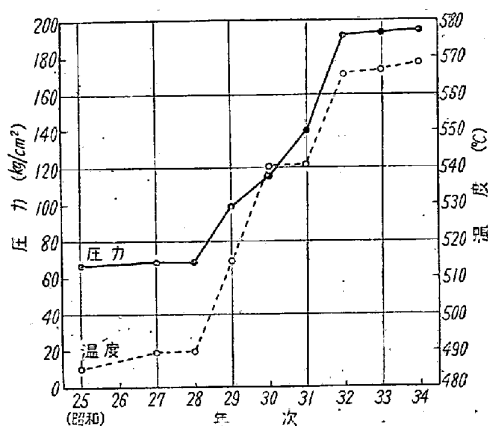
Toshio FUJITA

I. 結 言

現在金属材料で早急かつ徹底的に研究しなければならない問題はたくさんあるが、そのうちもつとも重要な課題の一つに耐熱材料の研究がある。すなわちこの方面の研究をいちじるしく促進させたのは各種熱機関（蒸気タービン、ガスタービン、ジェットエンジンなど）高温化学工業、原子力工業などの急速な発展によるもので、これらの工業は今後もますます耐熱材料の進歩発達に期待するところが大きい。たとえば熱機関の作動温度は年々上昇しているが、高温に耐える材料の発達に伴って熱機関の作動温度が上りその効率が增大していると考えた方がより適切である。

最近蒸気タービンの作動温度は上昇しているが第1図はわが国におけるボイラの使用条件、すなわち最高の蒸気温度、蒸気圧力を示す。戦前から昭和24年頃までは 450°C 、 45 kg/cm^2 が最高水準であったが、昭和32年には 566°C 、 $170\sim 190\text{ kg/cm}^2$ となり今後もさらに高温高圧化の傾向をたどり熱効率を向上させる方向に進むものと考えられる。

以下耐熱材料に必要な性質および過去の発達の経過を簡単に述べることにする。



第1図 ボイラ鋼管の圧力、温度の推移

II. 耐熱材料に必要な性質

耐熱材料は用途によつてそれらの必要とする性質の重要度は一様でないが、つぎの諸性質について検討すべきである。

- (1) 室温(時としては室温以下を含む)の機械的性質
 - (i) 引張試験値
 - (ii) 硬度
 - (iii) 衝撃値
- (2) 高温の機械的性質
 - (i) クリープ、クリープ破断、および疲労強度
 - (ii) クリープ弛緩特性(特にボルト材などに対し)
- (3) 表面の安定性
 - (i) 耐酸化性
 - (ii) ガス中の鉛、バナジウム、硫黄その他の化合物に対する耐食性
 - (iii) 熔融金属、熔融塩に対する耐食性
- (4) 組織の安定性
 - (i) 炭化物、窒化物などの析出、凝集および黒鉛化
 - (ii) 焼戻脆性、 σ 相脆性、 475° 脆性
 - (iii) 結晶の粗大化
- (5) 使用温度における性質の安定性
 - (i) 靱性(伸び、絞り)の低下せぬこと
 - (ii) 衝撃値の低下せぬこと
 - (iii) 応力腐食破壊をおこさぬこと
- (6) 急激なくり返加熱冷却による性質の変化(靱性、衝撃値、顕微鏡組織などの変化)
- (7) 熱間(および高常温)の被加工性
- (8) 溶接性
- (9) 室温および高温における物理的諸性質(熱膨脹係数、熱伝導度、弾性係数、減衰能など)

* 東京大学工学部

第1表 各種鋼管の価格

材質	炭素鋼	0.5%Mo	1Cr-0.5Mo	2 ¹ / ₄ Cr-1Mo	5Cr-0.5Mo	18-8	18-8 Ti	18-8 Nb	16-13-Mo
価格	1	1.64	1.98	2.49	3.09	9.72	11.25	11.9	15.64

(10) 経済性

たとえば米国のある鋼管会社の資料によると第1表のごとくである。したがって経済性が材料選択の基準として重要な因子になる。

以上の諸性質のうちもつとも問題にされているのはクリープおよび耐酸化性であるからこれらについて述べる。

III. クリープおよび耐酸化性

1. クリープおよびクリープ試験機

耐熱材料としてもつとも重要な性質は高温において長時間の荷重に対して強度が高いということである。長時間の高温強度が高いとか低いとかいう性質はクリープおよびクリープ破断曲線を得ることによつて定量的に知ることができる。これらのクリープおよびクリープ破断曲線に関する技術論文は、本誌⁷⁾ですでに芥川博士が述べられているのでここでは省略し、著者が昭和26年からクリープおよびクリープ破断試験の研究を行なつてきたのでこれらについて簡単に述べることにする。

クリープ試験にはいろいろの方法があるが一般に行なわれているのは単純な引張試験である。しかし試験に要する時間がきわめて長いことと、高温において試験片の温度を正しく一定に保ちしかもその間の微かな伸びをミクロン(1/1000mm)の単位で正確に測定しなければならない点にクリープ試験の困難さがある。

ASTMのDesignation E 22-41ではクリープ試験の時間としてその材料に期待せられる寿命の10~20%程度の長さを行なうべきであるとし、予期寿命に対し、1%以下の試験時間の結果から外挿してはいけなると述べている。つまり10万時間の寿命が要求される蒸気タービン、ガスタービンなどの耐熱材料としては1~2万時間(1~2年)以上のクリープ試験を行なつた結果に基づかなければ充分な設計資料というわけにならないのであつて、クリープ試験機の比較的少ないわが国ではかなりむずかしいことである。

しかし外国特に英国ではMond Nickel Co., Wm. Jessop Ltd., Hadfield Ltd., National Physical Laboratoryなどで同時に数百本の試験片についてクリープ試験またはクリープ破断試験を行ない得る設備を備えている。したがつてわが国でも1日でも早く多数の試

験機を設置しなければならないことは多言を要しないことである。クリープ試験機を設置する場合にはつぎの諸点について考慮を払うべきである。

(1) 試験機本体の容量をできるだけ小型にしかつ簡単にすること。英国で最近数百台設置している新しいクリープ試験機は大体0.75~1.0t程度の容量である。

(2) 著者らの使用しているような自動温度調節器を使用すれば室温調節を行なわなくても、試験片の温度を一年を通じて500~800°Cの温度範囲では±1.0°C以内に保持することができる。このさい温度検出器(白金抵抗体)はできるだけ試験片の近傍に置かねばならぬ。ただしこの場合、自動電圧調節器を使用して電源電圧を±2%以内の変動におさえている。しかし最近電源電圧がかなり安定してきたため、クリープ破断試験の場合自動電圧調節器を使用しなくても500~800°Cの温度範囲では±2~2.5°C以内にはいる。

(3) クリープ試験機本体と自動温度調節器とはできるだけ近づけて置くと温度調節の精度もあがり故障も少なくなる。

(4) 停電のさいの発電装置は一年を通じて数回程度の停電の場合はほとんど必要としないが超精密クリープ試験機には発電装置を設けることが望ましい。著者らの研究室では一年に十数回停電があるが停電によるクリープ強度、およびクリープ破断強度の誤差はほとんど認められない。

(5) 自動伸び記録装置は、10~100h程度の短時間クリープ破断試験を行なうときは必要であるが1000h程度以上ではその必要性が少なくなる。すなわち数百台の試験機を設置したときに10~20台の試験機に自動伸び記録装置をとりつけければ充分である。

(6) 試験機はできるだけ振動の少ない処に設置することが望ましいが、あまり振動を気にして特種な防震装置をほどこす必要はないと考える。

以上の諸点を考慮してクリープ試験機を設置すればアムスラー社のクリープ試験機の1/5~1/10の価格で作ることができ、わが国でも一つの会社で100台程度のクリープ試験機を設置することはさほど困難なことではないと考える。

2. クリープ強度と設計上の問題

一般に材料が高温において使用される場合、注意せ

第2表 高温原動所の設計基準

応用部分		設計の基準			
主要機器	その部分	短時間の性質	長時間の性質	物理常数	その他の考慮
蒸気発生器	ボイラ・ドラム管など	抗張力×安全率	高温疲労強さ×安全率	{熱膨脹率 熱伝導度}	{耐食性 耐酸化性}
	過熱器管類	抗張力×安全率	クリープ強さ×安全率 (>500°C) 高温疲労強さ×安全率 (<500°C)		
タービン	シリンダー	抗張力×安全率	クリープ強さ×安全率	熱膨脹率	耐酸化性
	スピンドルおよび翼車	降伏点×安全率	クリープ強さ×安全率	熱膨脹率	
	翼	降伏点×安全率	疲労強さおよびクリープ強さ×安全率		
	ボルト類	降伏点×安全率	クリープ弛緩強さ		
パイプ類	蒸気配管		クリープ強さ×安全率	熱膨脹率	耐酸化性
	バルブおよび継手		クリープ強さ×安全率		耐酸化性

ねばならぬことは高温の強さは単純な引張りでもまたはくり返疲労でもいずれも時間によつて変化することである。したがつてボイラのように10年またはそれ以上の長い寿命を要求されるものと、ジェットエンジン部品のように2000~3000hを目安におくものとは、同じ材料でも強さの取り方が非常に異なってくる。

第2表は高温原動所の設計基準を何におくべきかをASTMのhand bookによつたものである。さらに詳しくいえばボイラ用鋼管などに対して、同じくASMEのBoiler Construction Codeでは各鋼種の許容応力を決定するのにつぎの5つの項の数値の最低値となることを規定している。

- (1) 規格の引張強さの最低値の1/4
- (2) 各温度における引張強さの1/4
- (3) 各温度における降伏点の62.5%
- (4) 各温度における $10^{-3}\%/h$ のクリープ強度の控え目の平均値
- (5) 各温度における10万時間の破断強度の平均値の60%または最低値の80%

クリープがほとんど問題にならない低い温度範囲(鋼種によつて異なるが350~500°C以下)では(1)~(3)項のいずれかによつて許容応力が定まり、この温度以上では(4)または(5)の項が許容応力を支配する。

たとえば1%Cr-0.5%Mo鋼の場合は400°C以下では(1)項の規格の引張強さの1/4が最低であり、500°C以上では(4)項のクリープ強さが最低値となる。なおここに $10^{-3}\%/h$ のクリープ強さとは数千~数万時

間程度のクリープ曲線をいろいろの応力で測定し、この曲線の最小クリープ速度を求め、クリープ速度と応力の両対数曲線図を作り、この曲線から外挿して $10^{-3}\%/h$ のクリープ強さを推定する。

また独国では高温高圧配管についてつぎのようにして許容応力を定めている。

- (1) 120°C~350°Cではその温度の降伏点の $1/1.6 \sim 1/1.8$ 。
- (2) 350°C~400°Cでは350°Cにおける降伏点と400°CにおけるDVMのクリープ限の直線的内挿により求める。DVMのクリープ限とは荷重開始後25~35hの間の平均伸び速度が $10^{-3}\%/h$ で45h後の残留伸びが0.2%以上であるような応力をいう。
- (3) 400~500°CではDVMのクリープ限の62.5%
- (4) 500~525°Cでは10万時間の伸びが1%である応力または10万時間の破断強さの2/3。

その他耐高温材料の許容応力を定めるにはクリープ破断までの伸び、非金属介在物なども考慮すべきであるという説もあり、まだ結論は得ていないがきわめて重要な課題である。第3表はJISおよびASME陸上ボイラの構造規格に定められている許容応力である。

3. 高温酸化および腐食

一般に鋼に高温の耐酸化性をあたえるためには、地金自体の耐酸化性を大ならしめることはもちろん必要であるが、鋼の表面にその使用温度において適当な性質を有する被膜(スケール)を生ぜしめることが、きわめて重要である。すなわち被膜は酸化性ガスが被膜層を通つて

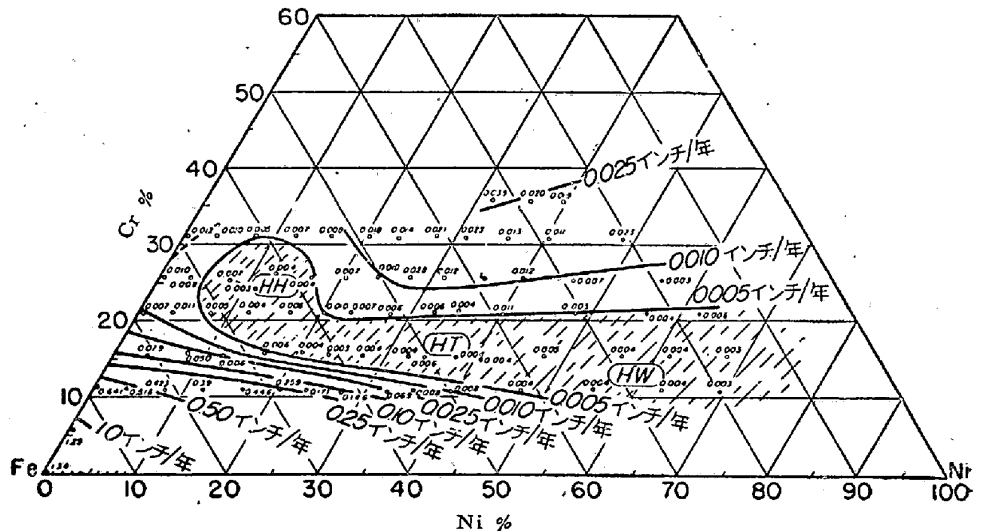
第 3 表 ボイラ用鋼材の許容応力 (JIS および ASME)

規格符号	鋼 種	温 度 (°C)																		
		350	375	400	425	450	475	500	525	550	575	600	625	650	675	700	725	750	775	800
JIS SB35	炭 素 鋼	8.8	8.8	7.7	6.7	5.4	3.9													
SB42	〃	10.5	9.9	9.0	7.7	5.8	4.0													
SB46	〃	11.5	10.8	9.7	8.2	5.9	4.0													
STB33	〃	8.3	8.0	7.5	6.4	5.2	3.9													
STB35	〃	8.8	8.6	7.7	6.7	5.4	3.9													
STB42A	〃	10.5	9.9	9.0	7.7	5.8	4.0													
STB38	0.15Mo	9.5	9.1	8.5	7.6	6.4	4.9	3.4												
STB39	0.50Mo	9.8	9.8	9.8	9.6	9.3	8.9	7.0												
STB42B	1Cr-0.3Mo	10.5	10.5	10.5	10.4	10.0	9.4	7.5	5.2	2.9										
STB42C	1Cr-0.5Mo	10.5	10.5	10.5	10.4	10.0	9.4	8.3	6.4	4.5										
STB42D	2 1/4Cr-1Mo	10.5	10.5	10.5	10.4	10.0	9.4	8.3	6.5	4.9	3.7	2.7								
ASTM T5	5Cr-0.5Mo	9.6	9.4	9.2	9.0	8.7	8.2	7.4	6.0	4.5	3.2	2.1	1.5	1.0						
TP304	18Cr-8Ni	10.4	10.4	10.3	10.2	10.1	9.9	9.6	9.1	8.0	6.4	5.0	3.9	3.1	2.2	1.8	1.3	1.0	0.8	0.6
TP316	16Cr-12Ni-Mo	12.0	11.9	11.8	11.8	11.6	11.3	10.3	9.6	9.4	8.4	7.0	5.8	4.7	3.8	2.9	2.1	1.6	1.2	0.9

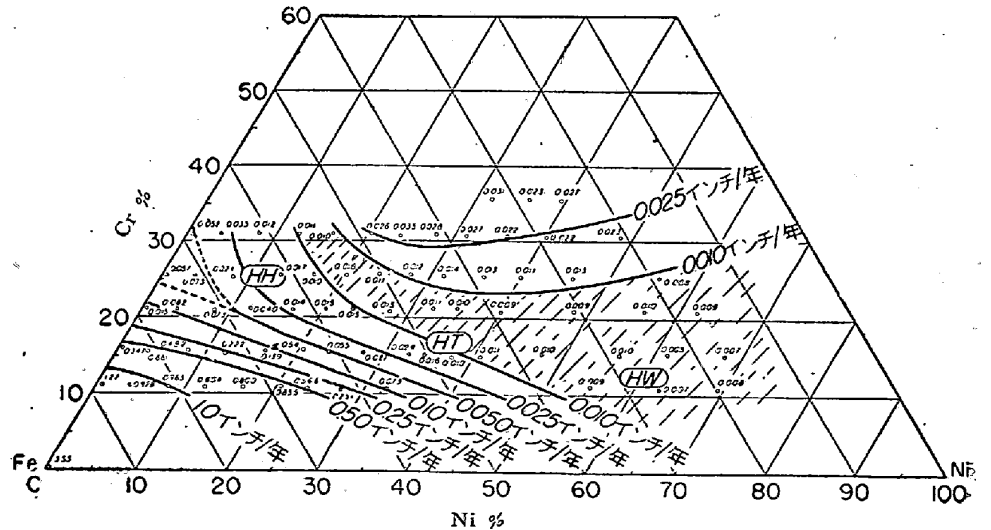
註: 表中の許容応力の単位は kg/mm² である.

容易に地金に達することができない程度の緻密さでなければならぬと同時に、鋼の使用温度において溶解するとか、あるいは亀裂を生ずるとか、あるいは剝脱するような性質のものであつてはならない。かような見地から従来幾多の研究が行なわれたが結局鋼の地金および被膜の性質について上記の条件を満足せしむる元素は Cr, Al, Si の三元素であることが知られた。しかるに鋼に Si あるいは Al を多量に添加すると硬くてもろくなり加工性を害するので、ごく最近までは耐酸化性を有するものとしては Fe-Cr 系の合金鋼が使用されてきた。しかし最近真空溶解が盛んに行なわれるようになり Fe-Al (Al 12~16%) 系の合金で加工性のすぐれたものが製造されるようになった。

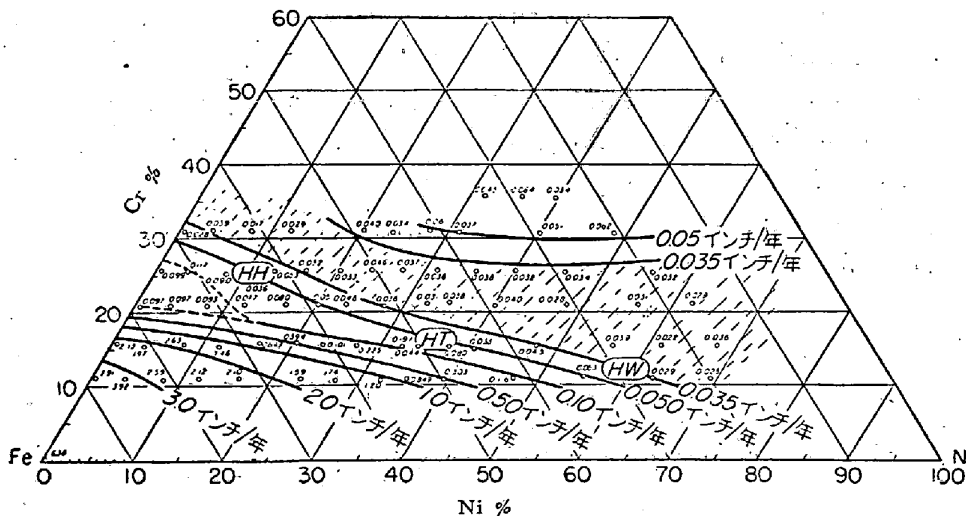
つぎに Fe-Cr-Ni 系三元合金の 870°C, 980°C, 1090°C における耐酸化性を第 2~4 図²⁾に示す。これらの図は 870°C~1090°C において空气中で 100 h の酸化試験を行なつた結果か



第 2 図 Fe-Cr-Ni 合金 (C 0.4%, Si 1.2%, Mn 0.75%) の 870°C における耐酸化性 (100 h の結果にもとづき 1 年間の酸化膜の滲込深さを示す)



第 3 図 Fe-Cr-Ni 合金の 980°C における耐酸化性



第4図 Fe-Cr-Ni合金の1090°Cにおける耐酸化性

第4表 各種耐熱材料の耐酸化性より見た最高使用温度

鋼種	温度 °C
炭素鋼	500~550
0.5Mo鋼	500~550
1Cr-0.5Mo鋼	550
2 ¹ / ₄ Cr-1Mo鋼	550~600
5Cr-0.5Mo鋼	600~650
13Cr鋼	700~750
17Cr鋼	800~900
28Cr鋼	1000~1100
18-8鋼(Nb, Ti, Mo入を含む)	850~900
25-12鋼	1050~1100
25-20鋼	1100~1150
15Cr-35Ni鋼	1050~1100
65Ni-15Cr合金	1050~1100
80Ni-20Cr合金	1100~1150

ら1年間の酸化膜の滲入深さを推定して図示したものである。図中のHHは25Cr-12Ni, HTは35Ni-16Cr, HWは60Ni-12Crを示している。これらの図からCrがNiより高温酸化に対してより有効的であることがわかる。斜線を施したところはもつとも酸化が少ないところでのこの範囲をこえると酸化が漸次増大する。

第4表は各種耐熱鋼および合金の実用的な耐酸化性の限界温度の基準を示すものであるが、実際には酸化の許容される程度、使用する重油灰分中のバナジウム量などいろいろの因子によつて最高許容温度に変化の生ずることは別途に考慮すべきである。たとえば内燃機関の燃料に用いるガソリンはそのオクタン価を高めるためにエチル流動物(ethyl fluid)と称せられるものが加えられる。これは四エチル鉛、ジブロム・エチレンなどの混合物であつて、これを含むガソリンがエンジン内で燃焼すると酸化鉛(PbO)臭化鉛(PbBr₂)などを生じこれら

の化合物が排気弁の材料を非常におかす。またガスタービンのタービン翼、その他加熱炉の部品などは燃料に用いられる重油が燃焼したときに生ずる灰分に含まれる五酸化バナジウム(V₂O₅)によつて、その含有量は微量ではあるが急速に腐食される。この現象をバナジウム腐食(Vanadium attack)といつている。V₂O₅は重油灰分中に多いものでは60~80%もあり、その融点(670~680°C)および沸点が低いので燃焼ガス中

で大気化している。しかし700~800°C付近の耐熱材料に触れるとその表面に凝集していちじるしい腐食をおこす。すなわちV₂O₅による強力な腐食作用は耐熱材料の表面に生成した緻密な酸化膜がV₂O₅の低融点、高揮発性のために破壊せられるものと考えられるが、V₂O₅は酸化に対する非常に強い触媒作用のあることも大きく寄与している。

また耐熱材料中に含まれるNiはFeよりも硫化物を作りやすくこの硫化物(Ni₃S₂)とNiとの共晶は約650°Cの低温で熔融するから、多量のNiを含有する耐熱材料は硫黄化合物を含むガスによつて侵されやすい。このさい生じた硫化ニッケルが熔融し結晶の粒界に浸透して結晶間の結合力をいちじるしく低下せしめる。多量のNiを含んだ耐熱材料に熱間加工を施す場合に、その加熱用燃料として石炭あるいは重油が禁物であるのは上記の理由による。

IV. 耐熱材料の種類と性質

耐熱材料の種類にはフェライト系耐熱鋼(マルテンサイト系耐熱鋼, Fe-Al系耐熱鋼などを含む)、オーステナイト系耐熱鋼, ニッケル基耐熱合金, コバルト基耐熱合金, 耐火性材料(Refractory Material)などがある。以下これらについて述べる。

1. フェライト系耐熱鋼

1) 低Cr鋼

これらはボイラ用鋼に用いられる炭素鋼, Mo鋼, Cr-Mo鋼などと、蒸気タービン, ガスタービン, ジェットエンジンなどの翼車材としてもちいられるCr-Mo-V鋼, Cr-Ni-Mo鋼, Cr-Mo-W-V鋼などに分類で

きる。

(1) ボイラ用耐熱鋼⁹⁾ ボイラ用耐熱鋼はボイラ用鋼板とボイラ用鋼管に分けられる。前者には炭素鋼, 1/2Mo 鋼, 1/2Cr-1/2Mo 鋼, 1Mn-1/2Mo 鋼などが使用され, 後者には炭素鋼, 1Cr-1/2Mo 鋼, 2¹/₄Cr-1Mo 鋼, などが使用されているが, ボイラの使用条件の向上にともないこれに使用される材料も高級化している。特にボイラ鋼管は最近, オーステナイト系ステンレス鋼 (18-8, 18-8Ti, 18-8Nb, 16-13-Mo 鋼など) がかなり多量に使用されるようになってきた。

以下使用条件のもつとも苛酷なボイラ用鋼管について述べることにする。

第5表にボイラ管に使用されるおもな材質の化学成分および用途を示す。さらに第6表は代表的なボイラについて各鋼種の使用されている比率を表わしたものである。また, ボイラ鋼管にはつぎのような性質が要求される。

(i) 高温における強さ ボイラ用鋼管の寿命は10~15年として設計されている。したがって高温強度の値としても10万時間に1%の伸び, または10万

第5表 ボイラ管に使用される主な材質

材 質	JIS 記 号	化 学 成 分 %					用 途
		C	Ni	Cr	Mo	その他	
0.15C	STB 35	0.08 ~0.18	—	—	—	—	蒸発管, 節炭器管 (温度450°C以下の管)
0.25C	STB 42A	<0.32	—	—	—	—	蒸発管, 節炭器管, 各種管寄
1/2 Mo	STB 39	0.10 ~0.20	—	—	0.45 ~0.65	—	過熱器管 (低温部) 再熱器管
1Cr・0.3Mo	STB 42B	0.10 ~0.20	—	0.80 ~1.20	0.20 ~0.45	—	過熱器管, 管 寄
1Cr・1/2Mo	STB 42C	≤0.15	—	0.80 ~1.20	0.45 ~0.65	—	過熱器管, 再熱器管, 各種管寄, 蒸気管
1 ¹ / ₄ Cr・1/2Mo	STB 42G	≤0.15	—	1.00 ~1.50	0.45 ~0.65	Si 0.50 ~1.00	過熱器管, 再熱器管, 再熱蒸気管, 管寄
2 ¹ / ₄ Cr・1Mo	STB 42D	≤0.15	—	2.00 ~2.50	0.90 ~1.10	—	過熱器管, 再熱器管, 主蒸気管
9Cr・1Mo	STB 42H	≤0.15	—	8.00 ~10.00	0.90 ~1.10	—	再熱器管
18-8-Ti	STB 52D	0.08以下	9.00 ~13.00	17.00 ~20.00	—	Ti 5×C% ~0.60	過熱器管
18-8-Cb	STB 52E	0.08以下	9.00 ~13.00	17.00 ~20.00	—	Cb 10×C% ~1.00	過熱器管, 蒸気管
16-13-2Mo	STB 52C	0.08以下	11.00 ~14.00	16.00 ~18.00	2.00 ~3.00	—	過熱器管, 蒸気管

第6表 鋼管の材質別使用比率

ボ条 イ ラ 件	発 電 量 kW	66,000	75,000	125,000	156,000	220,000	265,000
	圧力/温度 kg/cm ² °C	65/490	106/540	140/540	190/566	193/566	175/566
炭 素 鋼	0.15C	70	65	12	45	30	27
	0.25C	8	7	44	8	15	12
特 殊 鋼	1/2Mo	15	8	10	8	15	21
	1Cr・1/2Mo	7	4	8	2	5	3
	1 ¹ / ₄ Cr・1/2Mo・Si	—	11	16	16	13	21
	2 ¹ / ₄ Cr・1Mo	—	5	10	17	20	14
	18-8-Ti	—	—	—	2	2	2
	そ の 他	—	—	—	—	2	0.5
ボイラ管総量 (t) (%)		360 100	730 100	1,320 100	1,500 100	2,120 100	2,700 100
備 考		輻射型 自然循環	輻射型 自然循環	再熱式 自然循環	再熱式 強制循環	再熱式 強制循環	再熱式 強制循環

時間のクリープ破断強度を基礎として許容応力が定められる。JIS および ASME で規定されている各材質の許容応力を第3表に示したがこれらの許容応力を満足するかどうかを知るためには少なくとも 10,000~30,000 h 程度のクリープ試験が必要である。

(ii) 耐酸化性について 最近蒸気温度が高くなってきたため低 Cr-Mo 鋼では耐酸化性がかなり問題になつてきている。

鋼種 材質型式	高温クリープ強度 kg/mm ²				破断強度指示温度			耐用限界温度				
	2	4	6	10	550	600	650	700	400	500	600	700
0.15C キルド鋼	500°C				550°C			550°C				
1/2 Mo	550°C				550°C			550°C				
1Cr-1/2 Mo	550°C				550°C			550°C				
1 1/4 Cr-1/2 Mo-Si	550°C				550°C			550°C				
2 1/4 Cr-1 Mo	600°C				600°C			600°C				
5Cr-1/2 Mo	600°C				600°C			600°C				
9Cr-1 Mo	600°C				600°C			600°C				
18Cr-8Ni-Ti	650°C				650°C			650°C				

第5図 高温高压ボイラ用鋼管の高温特性

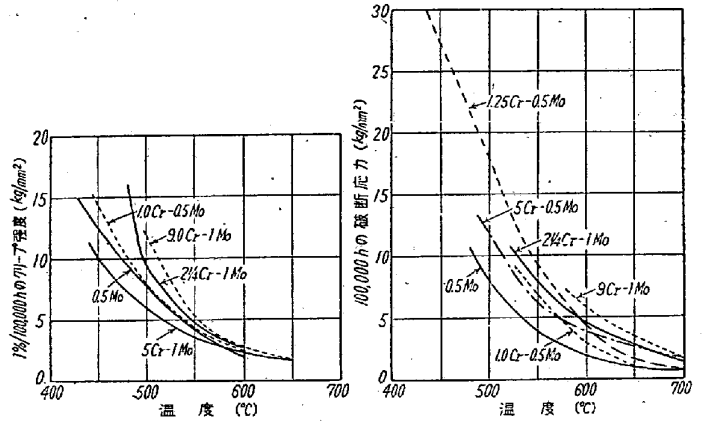
第5図は各材質の高温特性を示したもので左の欄は 0.01%/1,000 h のクリープ強度を、中央の欄は 0.01%/1,000 h のクリープ強度が 2 kg/mm²、10⁵ h の破断強度が 3 kg/mm² を示す最高温度を、右の欄は過熱器管として通常使用されている最高温度と耐酸化性のみとを考えた最高温度とを示している。

(iii) 管の工作性の良好さ ボイラ管としては常温曲げおよび高温曲げまたは拡管作業が行なわれる。このためできる限り柔軟性のあることが必要である。また最近溶接加工が広く行なわれ電弧溶接はもちろん抵抗溶接、ユニオンメルト溶接、不活性ガス溶接性が良好であることが必要である。

(iv) 高温長時間に対して安定性があること 長時間高温にさらされたとき組織が変化をおこし、脆化を起すからこれを防止する必要がある。炭素鋼や Mo 鋼の溶接部に発生した黒鉛化、オーステナイト鋼の厚肉管の溶接部付近に生じた亀裂などはその例である。

(v) 耐食性 ボイラ管には点食、アルカリ脆化、応力腐食などの事故が発生することがある。このほかに硫黄、バナジウムによる腐食も今後の重要な問題である。

以上ボイラ用鋼管に要求される性質をのべてきたが第6図と第7図に焼鈍状態における Cr-Mo 鋼の 1%/10,000 h のクリープ強度および 10,000 h の破断強度を示す。



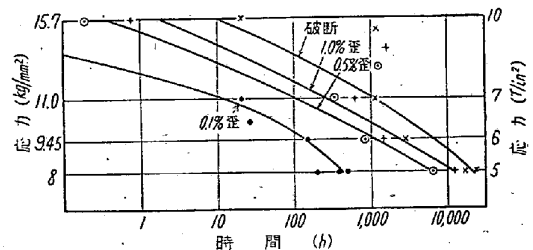
第6図 Cr-Mo 鋼の 1%/100,000 h のクリープ強度 第7図 Cr-Mo 鋼の 100,000 h の破断強度

また現在ボイラ用鋼管として広く使用されている 2 1/4 Cr-1Mo 鋼のクリープおよびクリープ破断強度を第7表に示す。

最近米国では 600~650°C のボイラ管にはオーステナイトステンレス鋼を使用しているが英国、仏国などでは 7~9% Cr 系耐熱鋼⁶⁾⁷⁾を使用せんとして盛んに研究が行なわれている。この耐熱鋼はフェライト系であるため熱膨張が低く、熱伝導が良い上に価格が安く、オーステナイト系ステンレス鋼に比較して数段有利である。しかし溶接性が悪くクリープ強度もオーステナイト系ステンレス鋼程すぐれていないためまだ実用化されていない。

この 7~9% Cr 系耐熱鋼の代表的な化学組成および熱処理を第8表に示す。また 650°C におけるクリープ強度を第8図に示す。この結果からクリープ強さおよび破断強さはかなりすぐれていることがわかる。これらの結果は真空溶解を行なったもので大気溶解を行なったものはかなり強度が低下する。これは恐らく Ti が合金元素として地鉄中に固溶するときもつともすぐれたクリープ強度を示し Ti が酸化物、窒化物などとして存在するときは強度が低下するものと考えられる。

またこの耐熱鋼の耐酸化性は 2 1/4Cr-1Mo 鋼にくらべて 60~70°C すぐれている。すなわち 2 1/4Cr-1Mo 鋼の 525~570°C 付近の耐酸化性と 7% Cr 系耐熱鋼



第8図 7% Cr 耐熱鋼の 650°C におけるクリープ強さ

第 7 表 2¹/₄Cr-1Mo 鋼のクリープ強度

時 間 (h)	ク リ ー プ 歪 (%)	温 度						
		535°C 995°F	550°C 1022°F	565°C 1050°F	580°C 1076°F	600°C 1112°F	621°C 1150°F	640°C 1184°F
100	0.1	14.5	13.9	12.9	11.5	8.2	6.0	4.4
	0.2	16.7	14.5	13.2	12.8	10.4	7.7	6.2
	0.3	18.1	15.1	13.4	12.9	11.3	8.5	6.5
	0.5	19.4	15.9	13.5	13.2	12.4	9.1	6.9
	1.0	20.6	16.7	13.7	13.4	12.8	9.5	7.3
	破断	33.1	27.4	23.6	14.8	15.1	12.6	9.8
300	0.1	13.6	12.9	11.3	9.1	6.0	4.3	3.2
	0.2	15.9	14.3	12.8	10.9	7.7	6.5	5.2
	0.3	17.2	14.8	12.9	11.8	8.5	7.3	5.5
	0.5	19.1	15.4	13.1	12.4	9.1	8.0	6.0
	1.0	20.0	16.4	13.2	12.9	10.1	8.5	6.3
	破断	30.9	26.2	20.9	16.9	12.9	10.7	8.5
1,000	0.1	12.1	10.9	7.3	4.7	3.8	2.7	—
	0.2	14.8	13.1	9.5	7.7	5.2	4.9	4.1
	0.3	16.1	13.2	10.9	8.7	6.6	5.8	4.6
	0.5	17.5	14.2	11.3	9.1	7.7	6.8	4.9
	1.0	18.0	14.8	12.0	10.2	8.4	7.3	5.4
	破断	25.0	19.2	15.8	13.2	10.9	8.8	6.9
3,000	0.1	9.9	6.9	3.5	—	—	—	—
	0.2	12.9	9.0	6.6	5.7	3.9	3.6	3.2
	0.3	13.9	10.2	8.7	6.9	5.4	4.7	3.6
	0.5	14.8	11.3	9.0	7.7	6.5	5.7	3.8
	1.0	15.4	12.6	10.2	8.7	7.3	6.2	4.3
	破断	17.3	14.2	12.3	10.4	9.1	6.9	4.7
10,000	0.1	7.4	—	—	—	—	—	—
	0.2	10.2	5.5	3.8	3.5	2.8	2.2	1.7
	0.3	10.9	8.2	6.6	5.5	4.4	3.2	2.2
	0.5	11.0	9.1	7.6	6.2	5.0	3.5	2.8
	1.0	11.5	9.6	8.2	7.1	5.8	4.4	3.2
	破断	—	—	—	—	7.6	5.2	3.3

熱処理: 940°C 焼鈍.

第 8 表 7% Cr 耐熱鋼の化学組成及び熱処理

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti
0.15	0.25	0.5	0.15	7.0	2.0	0.5

熱処理 { 1150°C, 15 mn → 水冷 (又は空冷)
750°C, 1 h → 空冷

の 600~650°C 付近のそれと同じである.

この耐熱鋼の組織は焼入状態で $\alpha + \gamma + \text{TiC}$ で α は 30% 程度占めている.

現在溶接性の研究を行なっているが 2¹/₄Cr-1Mo 鋼などに比較してかなりむずかしくなるようである. しかも化学成分の多少の変動により組織が変化し, したがってクリープ強度もいちじるしく変化する欠点がある. しかし今日のように真空溶解の技術が発達すると, この種耐熱鋼の実用化を一段と早めるものと考え.

(2) 翼車用低 Cr 系耐熱鋼 最近英国ではガスタービンジェット・エンジンの翼車材として強力な低 Cr

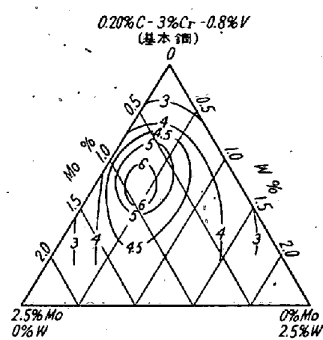
第 9 表 翼車用低 Cr 耐熱鋼

鋼 種	C	Mn	Si	Cr	Mo	W	V	クリープ速度 (1%/10,000 h) に対する 応力 550°C (kg/mm ²)
Hecla 153	0.40	0.30	0.50	1.0	0.75	—	—	5.6
H27	0.40	0.60	0.30	3.0	0.80	—	0.20	10.4
H31	0.40	0.40	0.30	1.0	0.70	—	—	8.4
H40	0.25	0.40	0.40	3.0	0.50	0.50	0.75	26.4
HGT -3	0.20	0.30	0.40	3.0	0.50	0.50	0.75	25.0
17-22	0.30	0.55	0.65	1.25	0.50	—	0.25	28.0
Mo-V	0.20	0.50	0.25	—	1.00	—	0.20	30.0

系耐熱鋼を作り, 従来のオーステナイト鋼におきかえられている.

その代表的な例を第 9 表に示す. このうちでもつとも有名なのは Jessop H40⁽⁹⁾ である. この H40 はつぎのごとくして作られたものである. すなわち普通の炭素鋼は 450°C 付近まで使用できるが, これ以上の温度になれば耐酸化性が低下するうえに強度もいちじるしく低

下する。そこで耐酸化性をあたえるために Cr を添加し、一方高温強度を得るために Mo を添加して、地鉄を強化し、炭化物を形成させる。これらを組合せたのが普通広く使用されている Cr-Mo 鋼 (たとえば 1Cr-0.5Mo 鋼) である。しかしこの Cr-Mo 鋼では 550~600°C 付近では耐酸化性および高温強度が低下するため Cr を 3% 程度まで増加し、これに Mo を添加すると同時に W, V などを添加し、適当量の C 量 (0.20~0.23%) を添加して安定な炭化物を形成させたものが H40 である。この H40 の合金元素である Mo, V, W などはつぎのような実験から求められた。すなわち 0.2% C-3% Cr 鋼に V を単独に添加すると V が 0.8% (V:C=4:1) の処でもつともクリープ強さが高くなる。そこで 0.2% C-3% Cr-0.8% V 鋼を基礎にしこれに Mo, W を単独あるいは複合添加したものを作り 600°C で 8t/in² (12.6 kg/mm²) のクリープ試験を行ない第 9 図に示すとき結果を得た。この図に



第 9 図 H40 のクリープ破断強度におよぼす Mo, W の影響

示す数字は上述のクリープ試験を行なったときの 300 h の全クリープ歪 (%) の逆数をとつたもので結局 Mo 0.8%, W 0.4% 付近がもつともすぐれていることがわかる。これらの結果をもとにして実用鋼としては H40 のとき化学成分 (C 0.23%, Cr 2.7%, Mo 0.5%, W 0.5%, V 0.8%) にした。

この H40 は通常の Cr-Mo 鋼の焼入温度 (950~1000°C) よりかなり高い温度から焼入を行ない (1150°C, 1/2 h → 空冷, 1060°C, 3/4 h → 油冷), さらに 650°C ~ 720°C で 1 h 焼戻を行ないこの温度で Cr₇C₃, V₄C₃, Fe₄(W, Mo)₂C などの炭化物の析出時効硬化を起させ、550~600°C のクリープ強さをいちじるしく強めている。

第 10 表に H40 のクリープおよび破断強度を示す。

また最近米国では 3Cr-0.5Mo-0.5Ti-0.03B 組成の鋼¹⁰⁾が 650°C で 18-8 ステンレス鋼に匹敵する破断強度を有することが見出されてこの種低 Cr 鋼への B 添加が注目されている。

2) 高 Cr 耐熱鋼

低 Cr 耐熱鋼はいずれも高温酸化に対する抵抗性がとぼしいから 550°C 以上の酸化性雰囲気中では長時間使

第 10 表 H40 のクリープ強度および破断強度

性 質	応力 (kg/mm ²)					
	400°C	450°C	500°C	550°C	600°C	650°C
30 h の破断	—	—	55	46	30	19
100 〃	—	—	47	41	25	16
300 〃	(71)	(54)	46	38	24	13
1,000 〃	61	52	44	36	21	(11)
3,000 〃	—	—	43	32	17	—
10,000 〃	—	—	—	—	(11)	—
最小クリープ速度						
10 ⁻⁵ /h	(61)	(60)	54	30	19	9
10 ⁻⁶ /h	(54)	49	41	24	13	4
10 ⁻⁷ /h	(46)	(41)	32	20	(9)	—

用できない。したがって 550°C 以上で安定にするためには Cr 量を増さねばならない。すなわち 550°C 以上で使用するときには高クロム耐熱鋼を使用することが望ましい。

第 11 表に高 Cr 耐熱鋼¹¹⁾の代表的な例を示す。その一つは Si 2~3% を同時に含有するシルクロム (Si-Cr) 鋼で主として自動車用エンジンの吸排気弁として使用されるものであり、他は 12% Cr 鋼を改良して高温クリープ強度をいちじるしく高めたものでジェット・エンジンの翼車、蒸気タービンの動翼などに広く使用せられているものである。

前者のシルクロム鋼の特徴は高 Si 高 Cr のために変態点が高くまた耐酸化性、耐食性も強いこと、C を適当量含有しさらに Mo を含有するため高温強度も大きいことである。元来この鋼は破面の粗大、衝撃値の不同かつ低いことがしばしば問題とされてきたものである。

この衝撃脆性の原因としては

- (i) 過熱による結晶粒の粗大化
- (ii) 粗粒フェライトの偏析
- (iii) 網目状炭化物の偏析

この三つがあげられている。したがって本鋼の機械的性質をもつとも優秀ならしめる熱処理方法として 1070~1100°C, 30mn 加熱油冷して炭化物を完全に固溶せしめて均一組織となし、つぎにこれを 1000~1030°C, 30mn 加熱して結晶粒を微細化して油焼入れ後 850~860°C, 1h 焼戻する 2 回焼入法が行なわれる。後者の 12% Cr 耐熱鋼は主として英国で発達したものでその代表的なものは H46, Rex 448, HGT4¹²⁾~¹⁴⁾などがある。

この 12% Cr 耐熱鋼はつぎのごときすぐれた特徴を持っている。

- (i) 550°C 以下ではいかなるオーステナイト鋼よりクリープ強度引張り強さならびに降伏点(耐力)が高い。

第11表 高Cr系耐熱鋼

記号	化学成分									熱処理		摘要	
	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Nb	その他				
JIS SEH 1	0.40 ~0.50	3.00 ~3.50	<0.60	7.50 ~9.50	—	—	—	—	—	—	980~1080°C 油焼入れ	800°C 焼戻	自動車用 弁用鋼
SEH 2	0.35 ~0.45	2.00 ~2.80	<0.60	12.0 ~15.0	—	—	—	—	—	—	1000~1080°C 油焼入れ	700°C 焼戻	〃
SEH 3	0.35 ~0.45	1.80 ~2.50	<0.60	10.0 ~13.0	0.70 ~1.30	—	—	—	—	—	1000~1080°C 油焼入れ	800°C 焼戻	〃
SUS 2	0.12 ~0.18	<0.60	<1.00	11.5 ~13.5	—	—	—	—	—	—	950~980°C 油焼入れ	750°C 焼戻	蒸気タービン 動翼
H46	0.15	0.4	0.6	11.5	0.45	—	0.30	0.25	—	—	1150°C 空冷	650°C 焼戻	ガスタービン, ジェット エンジンの翼
Rex 448	0.15	0.2	0.9	10.5	0.75	—	0.15	0.45	—	—	1150°C 油冷	650°C 焼戻	車
HGT 4	0.17	0.5	1.0	11.5	0.60	—	0.20	0.20	B 0.025 N 0.075	—	1150°C 油冷	650°C 焼戻	〃
419	0.25	0.3	1.0	11.5	0.5	2.5	0.4	—	(N0.05)	—	1045~1150 °C 油冷	650°C 焼戻	〃
422	0.20	0.4	0.7	13.0	1.0	1.0	0.3	—	—	—	1060°C 油冷	650°C 焼戻	〃
Lapelloy	0.30	0.25	1.0	12.0	2.75	—	0.25	—	—	—	1100°C 油冷	650°C 焼戻	〃
Greek, Ascolloy	0.15	0.30	0.40	13.0	—	3	—	—	Ni 2.0	—	1100°C 油冷	650°C 焼戻	〃
TAF	0.16	0.5	0.8	11.5	1.0	—	0.20	0.20	B 0.04 N 0.02	—	1150°C 油冷	700°C 焼戻	〃

したがって室温より起動する翼車、動翼などとしてはオーステナイト鋼よりも安全である。しかし 700°C 以上ではクリープ強度の低下がいちじるしいので温度の過度の上昇に対しては危険である

(ii) 造塊、鍛造並びに機械加工が容易である。したがって大型翼車の製造上非常に有利である。しかし偏析は多少ありさらに白点発生の危険がある。また急冷により割れの発生するおそれもあるから相当の注意は必要である。

(iii) 高価な Ni, Co を含まないから値段は同じ重量のオーステナイト鋼の 1/3~1/4 である。

(iv) 熱膨脹率が小さく熱伝導度が大きいから発生する熱応力が小さいこと。ただし焼入れ性が大きいので高温から冷却するさい焼きが入りやすいので溶接はオーステナイト鋼の方がはるかに容易である。

(v) オーステナイト鋼は降伏点(耐力)が低いので翼車などの中心部において半径方向の伸びを生ずる。これを防ぐには hot cold working (熱冷加工) をするか、または焼入れ後時効処理を施して降伏点をあげておく必要がある。しかし 12% Cr 耐熱鋼は普通の焼入れ焼戻しで充分高い降伏点を得られる。

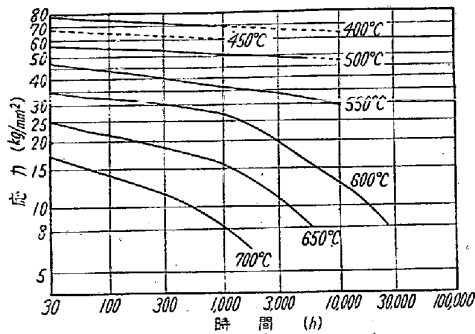
要するに経済的な面を第一とすれば 600~650°C 以下の耐熱鋼としては 12% Cr 耐熱鋼がオーステナイト系耐熱鋼に比較して格段に有利である。

これらの 12% Cr 耐熱鋼のうちもつとも有名なものは Jessop H46 である。この H46 は前述の H40 を基礎にして研究をすすめたものである。すなわち H40 の 3% Cr では 600°C 以上の長時間の耐酸化性は得られないので Cr を 11~12% まで増加させた。ところが H40 と同じ合金元素ではかえってクリープ強度は低下するため H40 の合金元素中の W を Nb におきかえると H40 よりややクリープ強度を高めることができた。さらに 12% Cr 耐熱鋼中の V 炭化物 (V₄C₃) は使用温度 (600~650°C) 付近で凝集が盛んに進行するため V 量を 0.7% から 0.3% にさげクリープ強度を高めることができた。これらの合金元素の影響は第12表に示す。

第12表 12% Cr 耐熱鋼のクリープ強さと合金元素との関係

C	Cr	Mo	W	V	Nb	600°C, 12.5 kg/mm ² の全クリープ歪 (%)	
						300 h	1000 h
0.2	3.0	0.5	0.5	0.8	—	0.13	0.25
0.2	12.0	0.5	—	—	—	3.34	—
0.2	12.0	0.5	0.5	0.8	—	0.50	—
0.16	12.0	0.5	—	0.82	0.15	0.17	0.24
0.16	12.0	0.5	—	0.60	0.15	0.159	0.40
0.16	12.0	0.5	—	0.22	0.16	0.13	0.23

熱処理: 1250°C 焼入, 650°C 焼戻



第10図 H46 のクリープ破断強度

また第10図に H46 の 400~700°C のクリープ破断強度¹⁵⁾を示す。この図から H46 は 400~550°C ではクリープ試験中に組織が安定していてクリープ破断強度が長時間側でも低下しないが 600~700°C では組織が安定していないため、1000 h 以後のクリープ破断強度がいちじるしく低下していることがわかる。これは最近 H46 は 550~600°C の 1000 h 程度のクリープ強度をあげる目的で 0.05% 程度の N を添加しているが、この N が逆に 600~700°C の長時間側のクリープ破断強度を低下せしめているのである。このような結果を見ても 1000 h 程度のクリープ試験の結果から数万時間のクリープ強度を推定することがいかに困難であるかが想像できる。

最近米国でも 12% Cr 耐熱鋼の研究を行ない 422, 419, Ascolloy, などを発表している。これらはいずれも 600~650°C のクリープ破断強度は英国で開発された H46, Rex 448 などよりはるかに劣っている。これらの耐熱鋼の合金元素量は 2% 以上でしかも炭素量が 0.20~0.25% であるため（この炭素量は炭化物を形成させるとともに地鉄中に δ フェライトを形成させないために必要である。）600°C 以上では炭化物の凝集が盛んにな

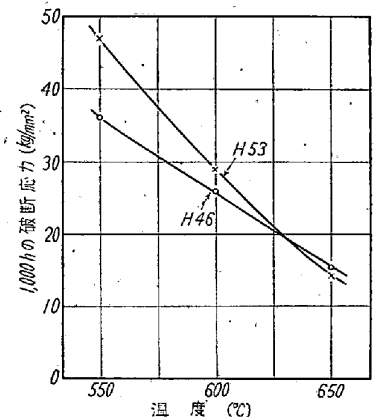
らびに熱処理の影響を研究し、昭和 31 年 12% Cr 鋼に Mo 0.8%, V 0.2%, Nb 0.20%, B 0.04%, N 0.02% を添加した強力な 12% Cr 耐熱鋼すなわち TAF 鋼¹⁴⁾を発見した。この TAF 鋼は現在知られているオーステナイト系耐熱鋼として有名な Timken 16-25-6, G18B などより 650°C 以下のクリープ強度はすぐれている。したがって TAF 鋼は 650°C 以下の耐熱材料すなわち、ジェット・エンジン用翼車、排気タービン翼車、などに限らず超高温蒸気タービン動翼、ガスタービン動翼、ガソリンエンジンの吸排気弁および各種化学工業用装置などに広く使用されつつある。

第13表に代表的 12% Cr 耐熱鋼のクリープ破断強度を示す。これらの結果から長時間のクリープ破断強度は TAF 鋼がいちじるしくすぐれていることがわかる。

また最近 Wm. Jessop では H46 を改良し 500~600°C 付近のクリープ強度をいちじるしく高めた H53¹⁶⁾ を発表した。その化学成分を第14表に示す。

H53 の 1000 h のクリープ破断強度を H46 と比較すると第11図のごとくなる。これから 500~600°C では H46 より非常にすぐれていることがわかる。

ここでフェライト系耐熱鋼の発達の経過を述べよう。これらの経過を示すと第15表の



第11図 H53 および H46 の 1000 h の破断強度

第13表 12% Cr 耐熱鋼のクリープ破断強度

鋼種	製造会社	550°C		600°C		650°C			700°C	
		100 h	1000 h	100 h	1000 h	100 h	1000 h	10000 h	100 h	1000 h
H46	Wm. Jessop	42.2	36	32	26.5	22.0	15.0	(6.0)	14.0	7.9
HGT 4	Hadfields	>41.5	>36.0	32.2	25.9	25.9	16.8	(11.0)	14.9	7.1
Rex 448	Firth Vickers	44.0	40.6	30.5	25.9	22.0	14.9	(5.0)	—	—
422	Crucible Steel	40.0	36.0	28.0	22.0	17.5	11.9	—	—	—
419	Allegheny Ludlum	—	—	37.0	29.0	22.4	13.3	(7.7)	—	—
TAF	日立金属	51.0	45.0	36.0	31.0	25.0	19.3	13.3	13.3	9.5

() : 外挿値, 強度の単位: kg/mm²

り、クリープ破断強度が急激に低下するものとする。

著者らは昭和 27 年より 12% Cr 鋼のクリープ強さにおよぼす Mo, W, V, Ti, Nb, B, N, C などの合金元素

第14表 H53 の化学成分

C	Mn	Si	Co	Cr	Mo	W	Nb	V
0.08	0.9	0.2	10	10	1.1	0.85	0.4	0.47

第15表 フェライト系耐熱鋼の発達

		C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	Nb	その他	600°C, 300 h 1% のクリープ強さ
Non-Stainless	H 3 A	0.6	0.5	1.2	6.0	—	0.5	—	—	—	4.4 (kg/mm ²)
	H31	0.4	0.4	0.3	1.1	—	0.7	—	—	—	9.9
	H40	0.25	0.4	0.4	3.0	0.5	0.5	0.75	—	—	22.0
Stainless	H46(Original)	0.20	0.4	0.3	11.0	—	0.5	0.7	0.15	—	22.0
	H46(Latest)	0.15	0.4	0.4	11.5	—	0.5	0.3	0.25	—	27.0
〃	TAF Steel	0.16	0.5	0.4	12	—	0.8	0.2	0.2	N 0.02 B 0.04	32~34
〃	12% Cr	0.10	0.5	0.4	12	—	—	—	—	—	3~4
Austenitic	G18B	0.4	0.8	1.0	13	2.5	2.0	—	3.0	Ni 13 Co 10	26.0

ごとくなる¹⁷⁾。これらから H 3 A の 6% Cr では 600 °C 付近のクリープ強度は低いが H31 のように Cr 量 および C 量を H 3 A よりさげればかなりクリープ強度 は高くなり、さらに H40, H46 のようになれば H 3 A の 5 倍程度のクリープ強度になる。また TAF 鋼は H46 よりさらに高いクリープ強度を有し、12% Cr 鋼の 10 倍程度のクリープ強さを有することになる。TAF 鋼 は 600°C 付近の翼車の設計に対しては G18B よりも はるかに有利であることがうかがえる。

3) 高 Cr 鉄 (Cr 量 16% 以上)

Cr 量が 16% 以上になれば α-γ 変態がなく常温から融点まで単一なフェライト相となる。このフェライト系高 Cr 鉄には第 16 表のごときものがある。JIS の SUS4 よりも AISI の 442 および 446 の方が Cr 量 が多しだけ最高使用温度も高くなる。

第16表 高 Cr 鉄

記 号	化 学 成 分 %					焼なまし	最高使 用温度	摘 要
	C	Si	Mn	Cr	Al			
JIS SUS4	<0.12	<0.75	<1.00	16.0~18.0	—	800~900°C 徐冷	約 850°C	窯炉用耐熱部品
AISI 422	<0.20	<1.00	<1.50	18.0~23.0	—	780~830°C 空冷	約 950°C	〃
〃 446	<0.35	<1.00	<1.00	23.0~27.0	—	800~850°C 空冷	約 1100°C	〃
JIS FCH1	<0.15	—	<1.0	23.0~26.0	3.5~5.5	—	—	電熱線および帯
〃 FCH2	<0.15	—	<1.0	17.0~21.0	2~4	—	—	〃

これらの高 Cr 鉄は熱処理によつて結晶粒を微細化することができない。高温に過熱した場合（鋳物も同様と考えられる。）結晶粒が非常に粗大化するに伴つて常温付近以下のもろさが顕著になる。これを防ぐには窒素を 0.15% 内外添加する方法と、逆に真空溶解により C と N を極度に（大体 0.015% 以下）下げる方法とがあるが、前者が現在主として行なわれている。この種耐熱鋼を取り扱う場合に考慮に入れておかなければなら

いのは脆化の問題である。

Cr 量が約 16% 以上の高 Cr 鉄はつぎの温度範囲で長時間保持するか、あるいはこの温度範囲を徐冷すると いちじるしく脆化することが知られている。

- (i) 400~600°C
- (ii) 600~800°C
- (iii) >900°C

(i) の温度範囲 (400~600°C) でおこる脆化は 475 °C においてもつとも急速に進行する理由から “475° 脆性” (475° brittleness) と名づけている。この原因はまだ未解決のまま残されている。これは 600°C 以上に短時間再加熱すれば回復する。

(ii) の温度範囲 (600~800°C) における脆化は σ 相の析出によることが確かめられている。この σ 相とは Fe-Cr 化合物と Fe あるいは Cr との固溶体であるがその組成は明らかでない。

(iii) の温度範囲 (>900 °C) における脆化はフェライト結晶粒の生長による。

いずれにせよ高 Cr 鉄は上記のような使用中にもろくなる現象があるので注意しなければならない。しかもクリープ強さは 500°C 以上になると急激に低下する

から最高使用温度は高くても応力の加わる用途には供しがたい。

JIS の FCH1 および FCH2 は電熱抵抗体に広く使用されている。

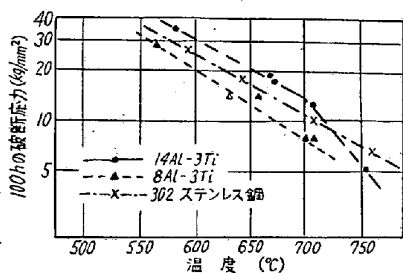
最近自動車工業の発展にともないエンジンは高圧縮比、高オクタン価ガソリンを使用する傾向になったために、吸排気弁の作動温度も上昇し、排気ガスによる腐食がはげしくなってきた。したがって従来のシルクロム鋼

(SEH 1~2) から 20Cr-Si 鋼 (0.6~0.8% C, 19~23 %Cr, 1.5~2.5%Si, 1~2%Ni) や 21-4N 鋼 (0.6% C, 0.2% Si, 9.0% Mn, 21.0% Cr, 4.0% Ni, 0.4 % N₂) が使用されるようになった。特に後者は Mn を多量に含むオーステナイト系の排気弁であるため高温で長寿命を要求される処に使用され好性能をおさめている。

4) Fe-Al 系耐熱鋼

最近純粋なフェライト系ではないが Fe-Al 系耐熱鋼が出現した。これらは真空溶解技術の発達により製造が可能となつたものである。この種の耐熱鋼には Ferral (Fe-Al-Ti 系)¹⁸⁾ および Thermenol (Fe-Al-Mo 系)¹⁹⁾がある。

Ferral の組成は Al 8~14%, Ti 約 3% 残り Fe で Fe₃Al 型の規則格子合金に Fe₂Ti の析出時効を利用したものと考える。熱処理によつては 700°C で 18-8 ステンレス鋼に匹敵するクリープ破断強度を有しているが 750°C になれば急激に低下する。第12図は Ferral の 550~750°C における 100 h の破断強度を示す。8% Al より 14% Al の方がはるかに破断強度が高い。この耐熱鋼の長時間の高温強度はそれ程高くないため、応力の作用する処では 600~650°C 以下でしか使用できないが、しかし 1000~1200°C で非常にすぐれた耐酸化性を示すため加熱炉の高温部品などに使用されている。



第12図 Ferral および 302 ステンレス鋼のクリープ破断強度

Thermenol の組成は Al 16~18%, Mo 2.0%, V 0.3%, 残 Fe である。この耐熱鋼は比重が比較的低いこと、米国の海軍研究所で開発された関係上ジェットエンジンの圧縮機動翼、航空機の機体材料などに使用されつつある。

これらの Fe-Al 系耐熱鋼および TAF 鋼の 1000 h のクリープ破断強度を示すと第 13 図のごとくなる。この結果から Ferral の方が Thermenol よりクリープ破断強度はすぐれている。

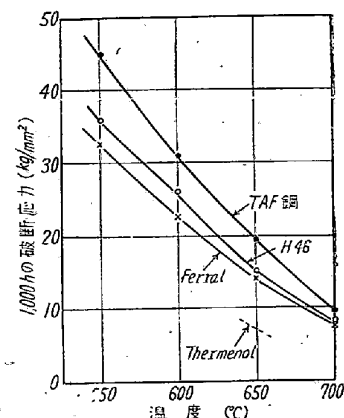
2. オーステナイト系耐熱鋼

オーステナイト系耐熱鋼ではないが最近高温材料とし

て広く使用されている、ステンレス鋼があるのでここで簡単に述べる。

1) ステンレス鋼 (単純オーステナイト系耐熱鋼)²⁰⁾

これには有名な 18-8 ステンレス鋼、およびこれに Ti, Nb, Mo などを加えて改良したもの、さらに Cr および Ni の高いもの (たとえば 25-12, 25-20 ステンレス鋼) などがあ

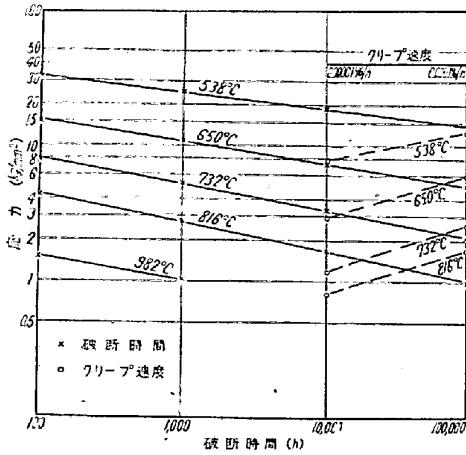


第13図 フェライト系耐熱鋼の 1000 h の破断強度

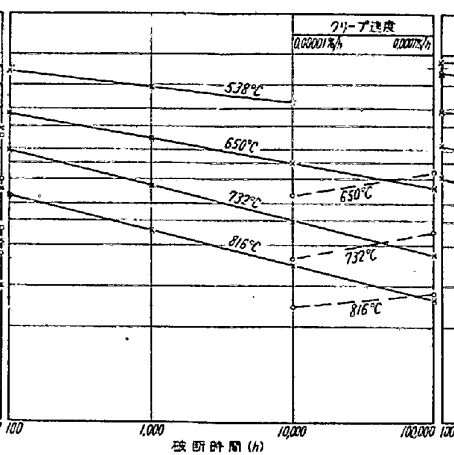
ステンレス鋼の高温強度は冶金学的な見地から考えると化学組成 (C, 合金元素など)、熱処理、結晶粒度、製造過程 (大気溶解と真空溶解の差、あるいは電気炉溶解と高周波溶解の差など)、前加工処理、組織の不安定などがあげられるが、これらの因子は皆独立とは限らない。また一つの因子の影響が他の因子の作用を変化せしめることもある。たとえば結晶粒度、熱処理組織の安定性などはたがいに関連性を持つている。

一般に 18-8 ステンレス鋼は不安定なオーステナイト鋼であつて、耐蝕用のステンレス鋼としてはできるだけ C の低いことを望むが耐熱鋼としてはどの程度までの C が良いか、また Si の影響などを系統的に研究した結果によれば C が増せば高温抗張力は低温側ではいちじるしく、高温側ではわずかに増加し、かつ 0.35% 以上ではあまり増加しないが高温衝撃値はいずれの温度においても C を増すほど低下する。Si は高温側においてのみ抗張力を高め、衝撃値を低下させる傾向がある。高温加熱による脆化に関しては C が増すと水靱のままの衝撃値が低く、かつ高温加熱によるその低下量も少なくなる。これは炭化物のオーステナイトに対する溶解度曲線により説明されるところであつて Si は固溶限を減少させるように作用する。

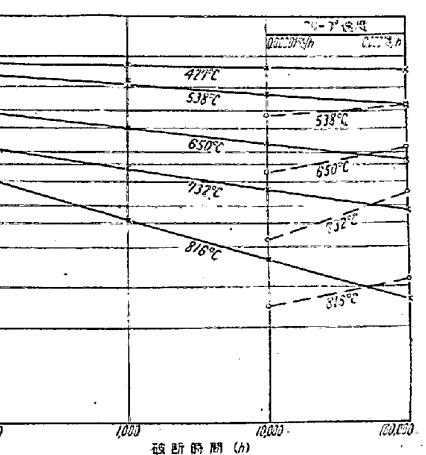
一方 18-8 ステンレス鋼は 450~850°C に加熱されると、オーステナイト地中に固溶していた C は炭化物となり結晶粒界に連続して網状に析出する。このさい析出物周辺は地の Cr 量減少によつて耐食性の低下をまねき、析出物は非金属物として接触腐食の主因をなし、その結果、粒界に沿つて内部へ腐食が進行するいわゆる粒間腐食が発生する。これを防止するために 18-8 ステンレス鋼に Ti, Nb, Mo などを添加し、これらの添加元素によつ



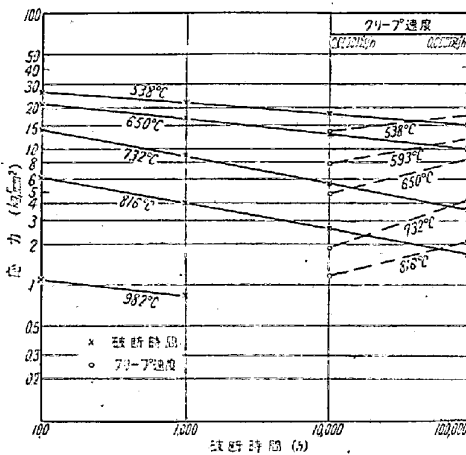
第14図 18-8(304)のクリープ強度と破断強度



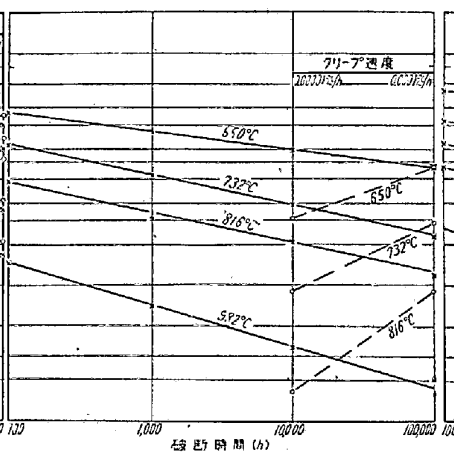
第15図 18-8Ti(321)のクリープ強度と破断強度



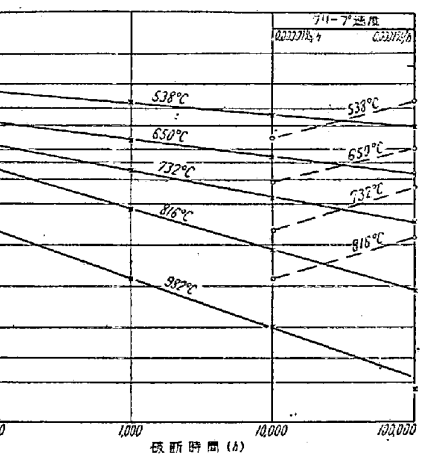
第16図 18-8Nb(347)のクリープ強度と破断強度



第17図 18-8Mo(316)のクリープ強度と破断強度



第18図 25-12(309)のクリープ強度と破断強度



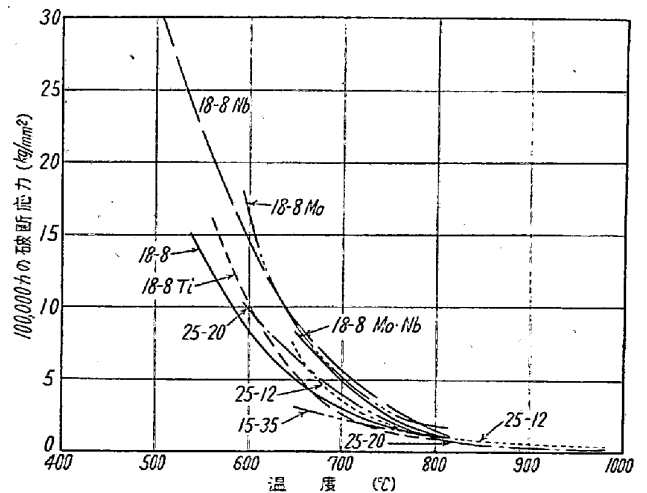
第19図 25-20(310)のクリープ強度と破断強度

て強力な炭化物を形成させ Cr 炭化物を作らせないようにする。一方これらの炭化物はステンレス鋼のクリープ強度およびクリープ破断強度をいちじるしく高める。

18-8 系ステンレス鋼は前述のごとくボイラ用鋼管として広く使用されるのみならず最近原子炉の構造材料として使用されている。ステンレス鋼は熱中性子吸収断面積はほかの構造材料に比して大きい、すぐれた高温強さと耐食性が利用され、特に高温の動力用原子炉に広く使用されている。

第 14 図～第 19 図²¹⁾に 18-8 鋼(304), 18-8 Ti 鋼(321), 18-8 Nb 鋼(347), 18-8 Mo 鋼(316), 25-12 鋼(309), 25-20 鋼(310) の 1%/10,000 h, 1%/100,000 h のクリープ強度および 100, 1000, 10,000, 100,000 h の破断強度を示す。実線は破断強度, 破線はクリープ強度を示す。

第 20 図²¹⁾は各温度における 10 万時のクリープ破断強度をまとめたものである。600°C 付近では 18-8 Mo,



第20図 各種ステンレス鋼の 100,000 時間の破断強度

18-8 Nb ステンレス鋼がもつとも強く 18-8 ステンレス鋼の 1.5~2.0 倍の強度を有する。しかし 800°C 付近になればこれらのステンレス鋼のクリープ破断強度はほとんど差がなく、1~2 kg/mm² 程度になる。

2) 加工硬化型オーステナイト系耐熱鋼

これらのうちで代表的なものは Timken 16-25-6²²⁾、および 19-9 DL である。これらはいずれも 18-8 ステンレス鋼を改良したものでオーステナイト地に Mo, W, Nb などを添加して高温強度を高くし一部は炭化物、窒化物などによる析出硬化により高温強度をあたえている。しかしこれらの耐熱鋼の高温強度はつぎに述べる析出硬化型オーステナイト系耐熱鋼にくらべるとかなり低く、特に降伏点がいちじるしく低いため hot cold working なる加工硬化処理を行ないこれらの性質を向上させる方法が行なわれている。この hot cold working は加工効果が充分残り、かつ材料の変形も比較的容易な 650~700°C 付近で行なわれる。この方法は格子歪による硬化であるから再結晶温度(約750°C)以上ではその効果はほとんど失う。したがってこの方法によつて強度が維持できる最高の温度は 700°C 付近までで、比較的低い応力がかつ長時間の寿命を期待せぬ場合にのみ有効である。この加工方法は熱間鍛錬後の冷却過程で行なうこともあるが溶態化処理を行ない、一旦冷却し、正確に寸法を定め疵取りしたのち、再加熱し 15~30% 加工するのが良い。普通 hot cold working 後 650°C で歪取り焼鈍を行なう。

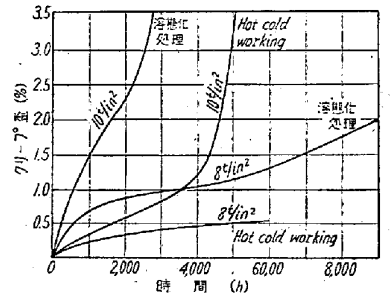
この系統に属する耐熱鋼として Timken 16-25-6、19-9 DL の外に G18B、HS88 などが有名である。これらの化学成分およびクリープ破断強度を第 17 表に示す。

G18B²⁴⁾²⁵⁾は英国の Wm. Jessop Ltd. で G.T. HARRIS らにより研究されたもので 19-9 DL などよりさらに強力にするため Co を加え、これに Mo, W, Nb などの合金元素を多量に加えて安定な炭化物を作り高温

のクリープ強度をいちじるしく高めたものである。この耐熱鋼の熱処理は普通つぎの3種類が行なわれる。すなわち

- (i) 1300°C 空冷
- (ii) 1300°C 空冷, 800°C 時効
- (iii) 1300°C 空冷, 740°C hot cold working

である。これらのうち (i), (iii) の処理を行なつたものの 700°C における 10t/in²(15.75 kg/mm²), 8t/in²(12.60 kg/mm²) のクリープ試験を行なつた結果を示すと第 21 図のごとくである。これから hot cold working を行なうと非常にクリープ強度が高められることがわかる。



また最近、G18B は 650~700°C 付近

の高温強度が長時間安定しているため超高温高压のボイラ鋼管にも使用されつつある。したがってこれらのボイラ鋼管は溶態化処理を行なつたままで使用されるので、第 22 図に溶態化処理を行なつたものの 600~950°C におけるクリープ破断強度を示す。これから 650~750°C では 3 万時間のクリープ破断試験を行なつたことがわかる。しかも現在 7~8 万時間の長時間クリープ試験を行なつているようである。なお図中の破線は LARSON and MILLER の方法²⁶⁾から求めた曲線でこれらから 10 万時間の破断強度が外挿できる。

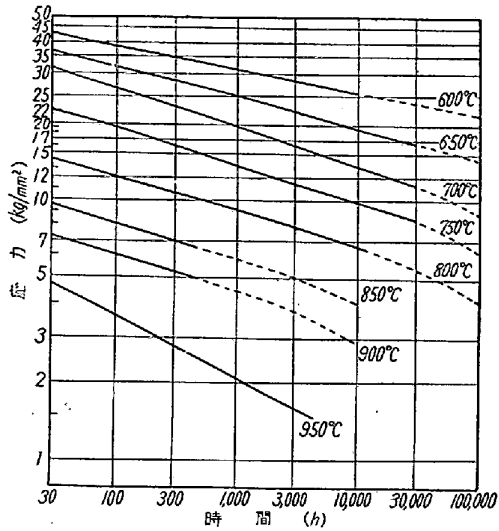
HS-88²⁷⁾(Haynes Stellite-88) は Mo, W, Ti などを添加し、更に B を 0.15% 添加し、炭化物、硼化

第17表 加工硬化型耐熱鋼の化学成分および破断強度

鋼名	化学成分 (%)										
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Nb	Ti	その他	Fe
16-25-6	0.08	1.5	0.5	16.0	25.0	6.0	—	—	—	N 0.15	50
19-9DL	0.30	1.0	0.6	19.0	9.0	1.25	1.2	0.40	0.30	—	66
G18B	0.40	0.8	1.0	13.0	13.0	2.0	2.5	3.0	—	Co 10.0	55
HS-88	0.07	1.5	0.5	12.5	15.0	2.0	0.6	—	0.6	B 0.15	67

鋼名	製造会社	650°C		732°C		816°C		871°C	
		100 h	1000 h	100 h	1000 h	100 h	1000 h	100 h	1000 h
16-25-6	Timken	32	24	18	12	9.5	6.3	—	—
19-6DL	Universal-cyclops	36	27	20	13	12	7.0	—	—
G18B	Wm. Jessop	34	25	18	13	10	9	7	5.7
HS-88	Haynes stellite	41	34	29	22	18	11	9.5	—

破断強度の単位: kg/mm²



第22図 G18B のクリープ破断強度

物などの析出硬化作用を利用するとともに 650~760°C で 20% 程度の hot cold working を行なうと、著しくクリープ強度が高くなる。hot cold working を行なう前に 1100~1200°C で溶態化処理を行なう。本耐熱鋼は Ni, Cr が比較的低い合金でありながら 815°C 付近のクリープ強度は N-155 より高いことは注目すべきである。これは B を多量に含有しているため hot cold working により生じた格子歪はかなり高温(800~850°C 付近)まで残り、従つて Timken 16-25-6 などと異なり高温のクリープ強度は著しく高くなる。

4. 析出硬化型オーステナイト系耐熱鋼

この系統に属するものに A286²⁸⁾, Discaloy, Incoloy T などがあるが最近新しい合金として W545³⁰⁾ Unitemp 212³¹⁾, M308 などが発表された。これらの耐熱鋼はいずれもオーステナイト地に Ti を添加し、この元素により析出硬化を行なわせて高温強度を高くしこの外に Mo を添加してオーステナイト地を強化している。

これらの耐熱鋼の化学成分およびクリープ破断強度を第 18 表に示す。また第 23 図に析出硬化型および加工硬化型オーステナイト系耐熱鋼の代表的なものの 1000 h 破断強度を示す。これらから加工硬化型耐熱鋼にくらべ析出硬化型耐熱鋼の方が常温より高温にいたるまですぐれた強度を有することがわかる。また加工硬化型耐熱鋼を翼車のごとき比較的大型鍛造品として製作せんとするとき、hot cold working により均一な機械的性質を得ることはかなり困難をともなうが析出硬化型耐熱鋼ではこのような問題はない。

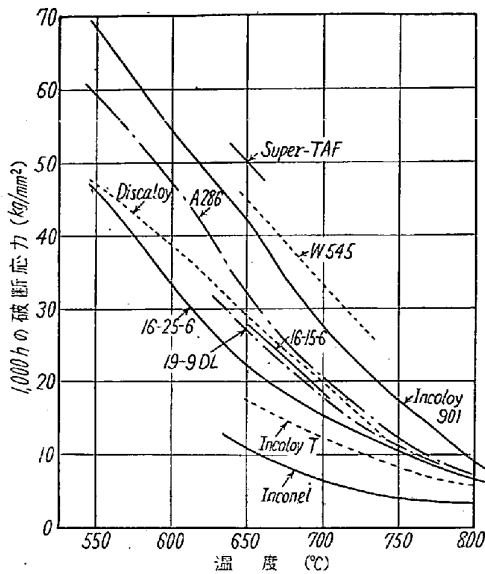
析出硬化型耐熱鋼では Ti, Al のごとく溶解中に酸化、窒化されやすい元素を含み、これらの元素が機械的性質にはもつとも重要な元素である。さらにこの種耐熱鋼は鋼塊内部に欠陥または偏析を生じやすいので鋼塊歩留が低くなる。このような欠点に対しては近時消耗電極型真空熔解法を用いることにより大気中のガスの影響をうけ

第18表 析出硬化型耐熱鋼の化学成分および破断強度

鋼 名	化 学 成 分 (%)									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Ti	Al	その他
Tinidur	0.04	1.0	0.7	15.0	26.0	—	—	2.26	0.15	—
A286	0.05	1.4	1.0	15.0	26.0	1.75	—	2.00	0.20	V 0.3
Discaloy 24	0.03	0.60	0.9	13.0	25.5	2.80	—	1.85	0.16	—
Incoloy T	0.10	1.0	0.4	20.0	32	—	—	1.0	—	—
W545	0.08	1.5	0.4	13.5	26	1.50	—	2.85	0.20	B 0.08 Nb 0.5
Unitemp 212	0.08	0.5	0.5	16.0	25	—	—	4.0	0.35	Zr 0.05 B 0.07
M308	0.08	0.5	0.5	14.0	33	4.0	6.5	2.0	0.25	Zr 0.25
Incoloy 901	0.05	0.5	0.2	13.0	43	5.8	—	2.5	0.20	—
D979	0.07	0.3	0.3	14.5	45	4.0	4.0	3.0	1.0	B 0.01

鋼 名	製 造 会 社	650°C		732°C		816°C	
		100 h	1000 h	100 h	1000 h	100 h	1000 h
Tinidur	—	35	24	17	11	—	—
A286	Allegheny Iudlum	43	32	25	15	9.7	5.4
Discaloy 24	Westinghose	39	29	22	14	11	—
Incoloy T	Inco	23	18	14	9.3	7.6	4.9
W545	Westinghouse	56	45	34	26	—	—
Incoloy 901	Inco	56	38	—	21	—	9.5

破断強度の単位: kg/mm²



第23図 オーステナイト系耐熱鋼のクリープ破断強度

ることなく健全な鋼塊が得られており実用化されている。この方法³³⁾により現在 2~3t の鋼塊が製造されており本法によれば鋼塊中心部の偏析は少なくなるので歩留はよくなり、また鍛造方向に対し直角方向の引張試験の靱性が高くなるといわれている。

A286 は独国で開発された Tinidur を改良したもので、これに 0.3% の V をいれて析出硬化を促進させさらに Mo を添加してオーステナイト地を強化したものである。この耐熱鋼の熱処理は 980°C, 1h 加熱後油冷してオーステナイト地に Ni₃(Ti, Al) を固溶させ 720°C で 16h 加熱してこれらを析出させて硬化さす。このときのクリープおよびクリープ破断強度は第 19 表のごとくである。これは現在米国でジェットエンジン用の翼車に広く使用されている。

また W545³⁴⁾ は最近 Westinghouse Electric Corp. で開発されたもので Discaloy を改良したものである。すなわちこの系統の耐熱鋼には Mo より Ti の方がすぐれているため Discaloy の Mo を 3.0% から 1.5% に減じ、オーステナイト地を安定にしてその代りに 1.8% Ti を 2.5% に増加し、さらに 0.05~0.08% の B を添加し高温強度をいちじるしく高めたものである。

このさい添加した B の効果はつぎのごとく考えられる。

(1) B は Fe, Cr, Co, Ni, Mn などの置換型元素の 3/4 の原子半径を持ち H, C, N などの侵入型元素より原子半径がはるかに大きい。したがって B を添加すればその時に応じて侵入型または置換型元素となり格子に大きな歪をあたえる。

(2) B は主として結晶粒界に集まり粒界に存在する

第19表 A286 のクリープ及び破断強度

温 度	破断強度 (kg/mm ²)	破断伸び (%)	下記歪に対する クリープ強度 (kg/mm ²)	
			0.5% 歪	1.0% 歪
(1) 100 h の性質				
1000°F (538°C)	70.0	3.0	56.5	64.3
1100°F (593°C)	57.0	3.0	53.0	56.0
1200°F (650°C)	44.0	5.0	37.0	42.0
1300°F (704°C)	30.8	12.0	21.0	24.8
1350°F (732°C)	24.5	27.5	—	—
1500°F (816°C)	9.3	55.0	—	—
(2) 1000 h の性質				
1000°F (538°C)	60.8	3.0	54.5	59.4
1100°F (593°C)	49.6	3.0	47.5	49.0
1200°F (650°C)	32.2	8.5	24.4	28.7
1300°F (704°C)	21.0	24.0	—	15.7
1350°F (732°C)	15.0	35.0	—	—
1500°F (816°C)	5.9	—	—	—

各種の欠陥を少なくし、さらに粒界付近の析出硬化をおさえるため粒界における脆性破壊が防止される。

以上の結果 B を添加すると高温強度が高くなり破断伸びも上昇する。

この W545 の熱処理は 1060~1180°C, 1h 加熱後水冷し、730°C, 24h 加熱して時効硬化を行なう。この耐熱鋼はジェットエンジンの翼車として製造されつつある。

最近 Unitemp 212, M308 などさらにすぐれた性能を有する新しい析出硬化型耐熱鋼が発表されている。

著者はこの種の析出硬化型耐熱鋼の研究を行なっているが 15Cr-20Ni 系に Mo, W, Ti, Nb, B, Zr などを適当に添加することにより 650°C, 1000h の破断強度が 50 kg/mm², 破断伸びが 15~20% というすぐれた耐熱鋼 (Super-TAF 鋼) の発見に成功し、さらに研究をすすめている。

また析出硬化型耐熱鋼と Ni 基耐熱合金の中間に存在する新しい合金すなわち D979³⁵⁾ がある。これは Ti, Al などにより析出硬化をおこさせ、さらに Mo, W などでオーステナイト地を強化しているもので 1010°C, 1h 加熱後油冷し 845°C, 6h → 空冷, 700°C, 16h → 空冷なる 2 段の時効硬化を行なつて高温強度を高める。すなわち 845°C の時効により析出物を結晶粒界付近に析出さしこれにより靱性をまし、さらに 700°C の時効により析出物をオーステナイト地に析出させてクリープ破断強度を高める。

第 24 図にこの耐熱鋼および M252, Waspaloy (Ni 基合金) などの各温度における 100h の破断強度を示す。これからこの耐熱鋼はかなり多量の Fe (約 25% Fe)

を含有しながら Ni 基合金とほとんど同じ強度を有していることがわかる。これらは現在消耗電極型熔解法により 3t の鑄塊が製造されている。

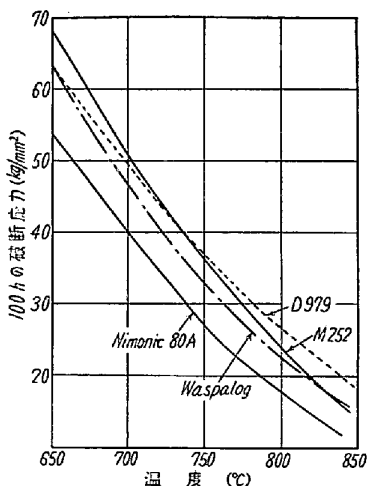
また最近燃焼器などの高温部で特に耐酸化性を要しかつ翼車程でないが高温強度を要求される場合に Incoloy T が使

用される。この種の用途には従来は Inconel, Nimonic 75 などのとき Ni 基合金が使用されたが Incoloy T はこれらの Ni 基合金よりはるかに低い Ni 含有量で耐酸化性もよかつ高温強度も第 23 図に示すごとく Inconel よりすぐれている。

4) Mn-Cr 系オーステナイト耐熱鋼

オーステナイト系耐熱鋼として Ni-Cr 系以外に Mn-Cr 系があり 600~700°C の短時間のクリープ強度は 18-8 系耐熱鋼 (Ni-Cr 系) より大きい。しかし表面の耐食性の小さいことと炭化物の粗大化のために早く劣化することが何といつてもこの系統の欠点である。第 20 表はこれらの化学成分と熱処理を示している。C 量に高低があるのは溶接性を考慮に入れたためである。これらのうち Mn-Cr-V-N 系は今次大戦末期わが国および独国で時を前じて発見されたもので N, V などによつてクリープ強度を高め、早期劣化を防いだものである。

しかし米国では、この種耐熱鋼の研究をすすめ、高温強度のいちじるしくすぐれた AF-71³⁵⁾ を発見した。その化学成分は第 20 表に示す。熱処理は 1120°C, 1h 加熱後水冷し, 720°C, 32h 加熱して析出硬化処理を行なう。この耐熱鋼の 100h のクリープ破断強度を第 25 図に



第 24 図 D979 と Ni 基合金の 100h の破断強度

示す。これから A286 に比較して短時間のクリープ破断強度はかなりすぐれ、したがって現在、航空機用材料として使用されている。

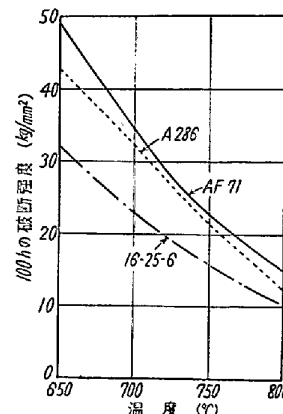
純粹な Mn-Cr 系耐熱鋼ではないがオーステナイト系耐熱鋼の進歩にともない Ni を節約した Ni-Mn-Cr 系耐熱鋼が作られている。その代表的なものは Timken 16-15-6³⁶⁾³⁷⁾ である。

この合金は Timken 16-25-6 の Ni 含有量を減じ、その代りに Mn および N 含有量を多くしてオーステナイトを安定している。この合金は鍛造仕上温度を調節することにより 16-25-6 合金より高い降伏点を得られかつ高いクリープ破断強度が得られる。

5) 炭化物 (または窒化物) の析出硬化型耐熱鋼

これに属する耐熱鋼の代表的なものは N-155³⁸⁾, S495, S590 などである。これらの化学成分およびクリープ破断強度を第 21 表に示す。

N-155 は第二次大戦初期、米国でガスタービン用耐熱材料として 650~815°C で使用でき、棒材、鍛造材、厚板、薄板などにも作れるものを求めるために広汎な計画をたてて研究を行ない、その結果到達したもので、N-153, N-154, N-156 などこの過程において研究されたものである。この N-155 は Cr を増加して耐酸化を増したため、オーステナイト地が不安定になるのを Ni のみでなく Co を加えて補つたものである。Co はオーステナイトを安定にする上に高温強度を高めるすぐれた合金元素である。このオーステナイト地に Mo, W, Nb などを複合添加し、炭化物を形成させると同時に N を添加しこれらの窒化物を形成させ、高温強度を高めている。この合金は 1200°C 以上の高温に加熱して炭化物 [NbC, (Fe, Cr)₂(Mo, W)₄C, (Cr, Mo, W)₂₃C₆ な



第 25 図 AF-71, A286, および 16-25-6 の 100h の破断強度

第 20 表 Mn-Cr 系オーステナイト耐熱鋼の化学成分および熱処理

鋼 種	化 学 成 分 (%)								熱 処 理		
	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	その他	焼 鈍 °C	焼 入 °C	焼 戻 °C
Mn-Cr-W 鋼	0.15	1.0	16	11	<0.50	2.0	—	Ti <0.40	950~1050徐冷	950~1050空冷	750~850空冷
Mn-Cr-W 鋼	0.35	1.0	16	13	<0.50	2.0	—	Ti <0.40	950~1050徐冷	950~1050空冷	750~850空冷
Mn-Cr-V 鋼	0.20	1.0	16	11	—	—	0.75	—	1000 空冷	1100~1200空冷	700~800空冷
Mn-Cr-V 鋼	0.35	1.0	16	12	—	—	1.25	—	1000 空冷	1100~1200空冷	700~800空冷
Mn-Cr-V-N 鋼	0.15	1.0	16	11	—	—	0.7	N 0.15	800 空冷	1125~1175空冷	700~800空冷
AF-71	0.25	0.3	18	12.5	3.0	3.0	—	N 0.20 B 0.20	—	1120 水冷	720 空冷

第21表 炭化物の析出硬化型耐熱鋼

	化 学 成 分 (%)										熱 処 理			
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	その他	溶 態 化		時 効	
N-153	0.32	1.5	0.5	17	15	12	3.0	2.0	1.0	—	1200°C 1h 水冷	700~800°C		
N-155	0.15	1.5	0.5	20	20	20	3.0	2.0	1.0	NO.15	1200°C 1h 水冷	700~800°C		
S-495	0.40	1.0	1.0	14	20	—	4.0	4.0	4.0	—	1230°C 1h 水冷	760°C 16h		
S-497	0.40	0.5	0.6	14	20	20	4.0	4.0	4.0	—	1230°C 1h 水冷	760°C 16h		
S-590	0.40	1.5	0.6	20	20	20	4.0	4.0	4.0	—	1230°C 1h 水冷	760°C 16h		
Refractaloy 70	0.05	2.0	0.2	20	20	30	8.0	4.0	—	—	1230°C 4h	820°C 16h		
Haynes No. 99	0.10	1.5	0.7	20	18	12	4.0	2.5	—	BO.05	—	—		

製造会社	650°C		732°C		816°C		871°C		982°C	
	100h	1000h	100h	1000h	100h	1000h	100h	1000h	100h	1000h
N-153	—	27	—	16	24	8.4	—	—	—	—
N-155	35	28	22	17	13	9.1	8.4	5.6	3.5	1.8
S-495	30	25	18	15	13	9.8	9.3	6.4	—	—
S-497	32	23	20	16	13	10	8.4	6.8	—	—
S-590	34	27	21	15	14	11	8.8	6.3	3.9	2.5
Refractaloy 70	39	29	23	17	13	11	8.4	7.0	—	—

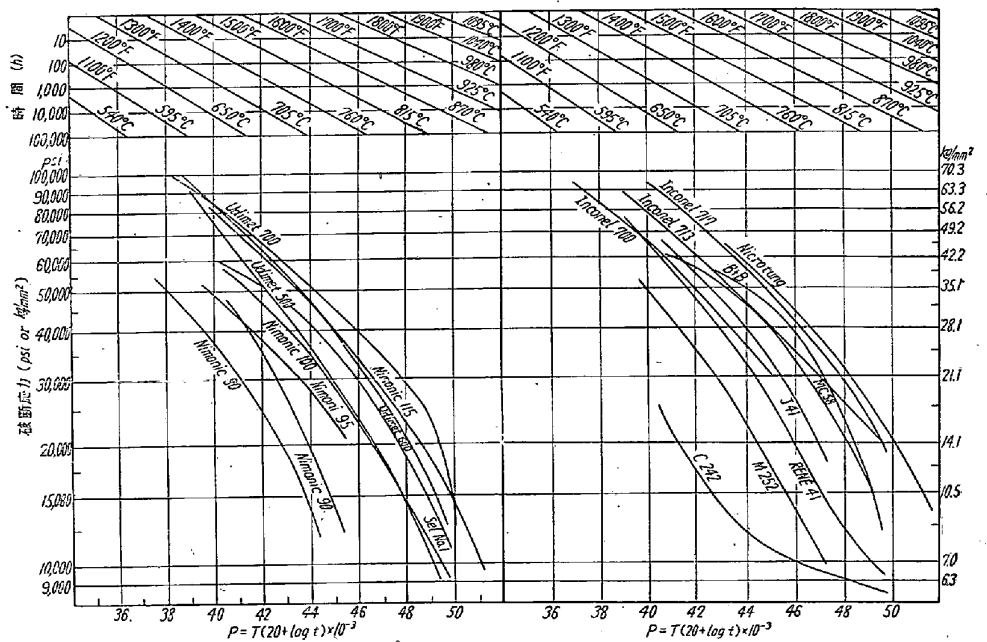
ど] をオーステナイト地に固溶せしめた後、急冷しつぎに 700~800°C で時効処理をするか、あるいはそのまま使用温度におけば上記の炭化物の析出によつて高いクリープ強度が得られる。

S495, S590などは米国の Allegheny Ludlum Corp. で開発されたものでオーステナイト地に Mo, W, Nbなどを4%ずつ添加し、しかもCを0.4%添加し安定な炭化物を形成させ高温のクリープ破断強度を高めたものである。これらの耐熱鋼のごとくFeを主体とし炭化物の析出をおこさせるものは800°Cにおける1000hの破断強度は10~12kg/mm²程度であるからつぎに示す強析出型のNi基耐熱合金に比較するとこれは弱析出型というべきである。しかし最近これらの合金は、特にN-155は900~1000°Cになつても高温強度がかなりすぐれているためロケットなどの機体材料、燃焼室などに使用されている。

3. Ni 基耐熱合金

Ni 基耐熱合金の代表的なものを第22表に示す。これらの耐熱合金は第二次大戦のとき英国で研究された Nimonic 80A にその端を発する。すなわち Nimonic 80A は 80Ni-20Cr

のニクロム合金に Ti, Alなどを加えていちじるしく高温強度を高めたもので、その後 Co, Moなどを添加して、さらに高温強度を高めた。これらの耐熱合金は現在主としてガスタービン、ジェット・エンジンなどの動翼材として使用されている。従来これらの動翼材には S816 Vitallium などのとき Co 基耐熱合金が使用されたが、高クリープ強度の得られる Ni 基合金の方がタービン設計に有利なため、今日では殆ど Ni 基合金が使用されるようになった。これらの Ni 基耐熱合金のクリープ破断強度を示すと第26図、第27図³⁹⁾のごとくなる。



第26図 Ni 基耐熱合金の破断強度 (その1)

第27図 Ni 基耐熱合金の破断強度 (その2)

第22表 Ni 基耐熱合金の化学成分および熱処理

合金名	熱 処 理	化 学 成 分								
		C	Cr	Ni	Co	Mo	Ti	Al	B	その他
Nimonic 80	{ 1080°C, 8 h 空冷 700°C, 16 h 空冷	0.05	20	76	—	—	2.3	1.0	—	—
〃 90	{ 1080°C, 8 h 空冷 700°C, 16 h 空冷	0.08	20	58	16	—	2.3	1.4	—	—
〃 95	{ 1150°C, 4 h 空冷 1080°C, 7 h 空冷 700°C, 16 h 空冷	0.08	20	58	16	—	2.5	1.6	—	—
〃 100	{ 1200°C, 1.5 h 空冷 850°C, 16 h 空冷	0.20*	11	47	20	3.5	1.5	5.0	—	—
〃 105	{ 1200°C, 1.5 h 空冷 900°C, 16 h 空冷	0.20*	12	Bal.	20	5.0	1.2	4.5	—	—
〃 115	—	0.20*	15	Bal.	15	3.5	4.0	5.0	—	—
Udimet 500	{ 1180°C, 2 h 水冷 840°C, 16 h 空冷	0.12*	20	Bal.	10	4	3.0	2.75	—	—
〃 600	—	0.10*	18	Bal.	17	4	3.0	4.0	0.04	—
〃 700	—	0.15*	15	Bal.	19	5	3.5	4.0	0.10	—
Inco. 700	{ 1180°C, 2 h 空冷 870°C, 4 h 空冷	0.1	15	Bal.	29	3	2.3	3.0	—	—
〃 713	—	0.15*	12	Bal.	—	4.5	0.5	6.0	—	Nb 2.0
〃 717(C)	—	0.20*	12	Bal.	8	4.25	1.0	7.6	0.012	Nb 2.0
Waspaloy	{ 1080°C, 4 h 空冷 840°C, 24 h 空冷 760°C, 16 h 空冷	0.05	19	58	14	3	2.5	1.2	—	—
GMR-235(C)	{ 1140°C, 15mn 空冷 870°C, 30mn 油冷	0.05	15	Bal.	2.5	5.5	2.0	3.0	0.05	—
M252	{ 1070°C, 4 h 空冷 760°C, 15 h 空冷	0.10	19	54	10	10	2.5	0.8	—	—
René 41	{ 1080°C, 1/2 h 空冷 760°C, 16 h 空冷	0.10*	19	Bal.	10	10	2.5	2.0	0.01	—
J 41	—	0.01	19	Bal.	10	10	2.5	2.0	—	—
B + B(C)	—	0.05	15	Bal.	25	6	2.7	3.2	0.5	—
Sel No.1	—	0.13	15	Bal.	27	4	2	4	—	—
C 242	—	0.30	20	Bal.	10	10	—	—	—	—
MC58(C)	—	0.20	10	Bal.	20	5	3.7	4.8	—	—
DCM(C)	{ 1150°C, 1 h 空冷 1060°C, 2 h 空冷 845°C, 4 h 空冷	0.08*	15	Bal.	—	5.3	3.5	4.6	0.08	—
Nicrotung(C)	{ 1150°C, 1 h 空冷 1060°C, 2 h 空冷 845°C, 4 h 空冷	0.10*	12	Bal.	10	—	4	4	0.05	W 8 Zr 0.05
G64(C)	—	0.12	10	Bal.	—	3	—	6	0.3	W 4 Nb 2

(C); 鋳造合金 *; 最大含有量

横軸は $p = T(20 + \log t)$ なるパラメーターで示している。T は絶対温度, t は時間 (h) を示す。

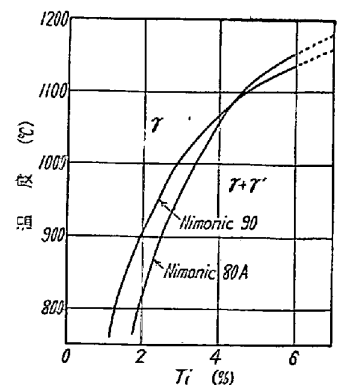
Ni 基耐熱合金はめざましい進歩をとげてきたがその発展の傾向は、

(1) Co の添加, (2) Ti, Al 添加量の増加, (3) オーステナイト地の強化および析出硬化のための Mo 添加 (4) B および C の添加, などに分けて考えられる。以上これらについて簡単に述べる。

(1) Co の添加 Co の添加により高温強度を高くすることはすでに Nimonic 80A より Nimonic 90 への発展において認められる。Co の添加はオーステナイト地の強度を高めるのみならず Ti, Al など析出元素の固溶限を高温にする。すなわち W. BETTERIDGE⁴⁰⁾⁴¹⁾によれば Ti 2~2.5% および Ti の 1/2 の Al を含有

する場合を考えると Nimonic 80A は 820~900°C の固溶限であるが Nimonic 90 は 910~970°C である。これらの関係を第 28 図に示す。したがって Co の添加により過時効温度は高くなり高温まで強度を維持することができる。

(2) Ti, Al 含有量の増加 Nimonic 90, 95, 100⁴¹⁾, 105³²⁾, 115³²⁾ への進歩を見ても Ti, Al の含有量をしだいに高くしていることから明らかである。



第28図 Nimonic 80A, 90の Ti, Al の固溶限 (Ti/Al=2/1)

Nimonic 80A~Nimonic 115 のクリープ破断強度は第26図に示すごとくである。また Ti, Al の比は Nimonic 90, 95 では Ti の方が多いが, Nimonic 100, 105 では Al の方が多くなっている。しかし Nimonic 105 では Ti, Al の含有量はほぼ同じになり, しかも Ti+Al 量は 9.0% で Nimonic 90 のその 2.5 倍の含有量になつている。

W. BETTERIDGE⁴¹⁾によれば Nimonic 90 の標準組成である Ti 2.5~2.0%, Al=1/2Ti% のとき析出物の固溶限は 910~970°C であるが Nimonic 100 の組成にあたる Al=5%, Ti=1/4Al% のときは 1060~1080°C の固溶限になる。さらに Nimonic 115 の組成になれば 1150°C というすばらしい固溶限になる。

以上のことにより Ti+Al 量の増加により使用温度が高くできることは Co 添加の場合と同様である。

また Ti と同様の作用をすると考えられる Nb をこの種合金に加えると高温強度が良くなるがこれは Inco 717 などから容易に認められる。

この種合金に Ti, Al を添加すると鍛造割れを生じやすく製造上いちじるしい困難を伴う。Nimonic 80A Nimonic 90 などを製造していた頃すなわち, 1947~1950 年頃は Ti+Al 量は鍛造性から 4.0% 以下でなければならぬといわれていたが真空熔解法および熱間押出加工法などの新しい技術の導入により Ti+Al 量は Nimonic 115 のごとくいちじるしく上昇してきた。Nimonic 90 より Nimonic 95 への進歩を可能にしたのは熱間押出の採用によるといわれ, また Nimonic 100~115 は真空熔解を採用することにより製造が可能になった。すなわち製造技術の進歩が新しい合金の発展を可

能にしたのである。

(3) Mo の添加 Nimonic 95 から Nimonic 100 への発展として考えられるいちじるしい傾向は Mo の添加である。すなわち Nimonic 100, 105, 115 などにはすべて Mo が添加されている。これらの Mo 含有量は 5% 程度であるが, M252, René 41 などは Mo 含有量が 10% となつている。このように Mo を多量に含む Ni 基合金は Nimonic 80A, 90 のごとき純粋な析出硬化型と多少析出物がことなつている。すなわち Nimonic 80A, 90 などは Ni₃(Ti, Al) のごとき析出硬化により高い強度を得ているが M252, René 41 では M₆C 型炭化物の析出が多くなつてくる。

(4) B および C の添加 耐熱合金に B を加え, B の析出硬化, 結晶粒界の強化などにより高温強度を高くせんとする試みが最近盛んに行なわれている。すなわち Ni 基合金では Nicrotung, DCM, G64 などに B が添加されている。このように B を添加した合金は非常に高温強度がすぐれているが, 鍛造性がいちじるしく困難になり, Nicrotung⁴²⁾のように B が多くなると鍛造ができなくなり鑄造合金としてのみ使用される。

また Ni 基耐熱合金の注目すべき一つの傾向として従来 0.10% 以下であつた C 量が Nimonic 100, 105, 115 などでは 0.10% 以上になり普通 0.15~0.20% の C を含有している

以上 Ni 基耐熱合金の発展の過程を添加元素を中心に述べてきたが第 23 表に代表的なもののクリープ破断強度を示す。

これらの結果から鍛造可能な Ni 基合金としてもつとも優秀なものは Nimonic 115, René 41 などである。

第23表 Ni 基耐熱合金の破断強度

合金名	650°C		732°C		815°C		871°C		982°C	
	100h	1000h	100h	1000h	100h	1000h	100h	1000h	100h	1000h
Nimonic 80A	47	39	32	22	15	6.9	—	—	—	—
〃 90	53	44	35	27	20	13	—	—	—	—
〃 95	—	—	39	28	23	14	15	8.0	—	—
〃 100	—	—	—	35.5	27.8	19.8	19.6	12.1	6.6	2.1
〃 105	77.8	72.0	50.9	42.4	31.4	22.1	20.1	13.3	6.7	3.1
〃 115	—	—	57.5	46.2	37.6	25.9	26.9	16.7	11.5	6.6
Udimet 500	—	—	—	—	29	21	—	15	—	—
Inco. 700	—	49	53	45	29	18	20	11	4.2	—
〃 717(C)	—	—	63.7	57.4	46.2	36.4	32.2	23.8	13.1	—
GMR-235(C)	—	—	43	33	26	20	18	13	7.7	—
Waspaloy	—	—	40	—	22	14	14	—	—	—
M 225	—	—	36	24	20	13	11	7.0	—	—
René 41	77.0	71.5	56.7	45.5	31.5	20.3	19.6	11.9	7.0	—
DCM(C)	—	—	—	—	—	—	33.6	22.4	14.0	8.1
Nicrotung(C)	—	—	—	—	47.5	31.5	33.6	21.7	15.4	9.1

破断応力の単位: kg/mm²

(C); 鑄造合金

これらの合金は成形ならびに溶接が容易で、ジェット・エンジンの部品として広く使用されつつある。また製造用 Ni 基合金としては Nicrotung, DCM⁴²⁾Inco. 717³²⁾ などである。従来製造用合金は再現性が乏しいこと、疲れ強さが低いことなどから比較的小物の特殊の方面のみに使用されて一般の航空機エンジン用としてはあまり多くは使用されていなかった。しかし近年真空熔解の技術が導入され、信頼のできる製造品ができるようになった上に製造品の高温特性が鍛造品よりすぐれていることと(製造品は鍛造品より 25~30°C 高い温度で使用できる。), 優秀な鍛造用 Ni 基合金の鍛造温度範囲が狭くて複雑な形状のものを作り難いこと (Ti, Al, B などの添加により結晶粒界がとけやすくなり鍛造が困難となる。) などの理由から製造用の Ni 基合金が盛んに使用されるようになってきた。これらは真空誘導溶解炉で 500~1000 kg 溶解し、これを真空中で再溶解して精密製造を行なう。これらのおもな用途はタービン動翼、静翼などである。しかし DCM, Nicrotung などのクリープ強度は溶解法および結晶粒度に大きく影響される。すなわち結晶粒度の大きいものほど寿命が長くなる。また熱処理は 1150°C に 1 h 加熱後空冷し、1060°C で 2 h 時効し、空冷後 840°C で 4 h 時効し空冷する。この合金の組織は Ni₃(Ti, Al) の他複雑な硼化物 (M₃B) および

Ti(C, N) 相からなり、これを熱処理(時効)すれば炭化物の M₂₃C₆ 相が Ti(C, N) を消費して生成する。特に M₂₃C₆ および Ni₃(Ti, Al) などが結晶粒界で凝集するとクリープ強さが低下するので前述の熱処理を行ないこれらが結晶粒界において凝集することを防止する。

最近英国の Wm. Jessop Ltd. では製造用 Ni 基耐熱合金として G 64⁴³⁾を公表している。これらのクリープ破断強度を H.S. 31 (X40) と比較したものを第 24 表に示す。これから G64 が非常にすぐれた破断強度を有することがわかる。

4. Co 基耐熱合金⁴⁴⁾

この系統の合金は Co を主成分とし、これに 20~25% の Cr を加えさらに Mo, W, Ti などを添加して高温強度をあたえたものである。その代表的なものの化学成分および破断強度を第 25 表に示す。

第24表 G64 と X40 の 100 h の破断強度

温 度 °C	G64	X40
800	45.6	18.9
850	35.4	15.7
900	24.4	12.6
950	15.7	10.2
1000	10.1	8.7
1050	(6.6)	5.8

破断応力の単位: kg/mm²

第25表 Co 基耐熱合金の化学成分および破断強度

合金名	C	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	B	その他
HS-25(L605)	0.10	25	10	Bal.	—	15.0	—	—	—	—
HS-31(X40)	0.40	25	10	〃	—	8.0	—	—	—	—
HE-1049	0.40	26	10	〃	—	15	—	—	0.40	—
S816	0.40	20	20	〃	4	4	4	—	—	—
S816-B	0.40	20	20	〃	4	4	4	—	0.10	—
Mod. S816-B	0.40	25	5	〃	4	4	4	—	0.10	—
G32	0.28	19	10	46	2.2	—	1.4	—	—	V 3.0
J1570	0.20	20	28	Bal.	—	6	—	4	—	—
J1650	0.20	19	26	〃	—	12	—	4	0.02	Ta 2.0
ML-1700	0.20	25	—	〃	—	15	—	—	0.4	—
Oneral	0.90	28	6	〃	10	—	—	0.03 (Zr+Ti)	—	—
HE-8151	0.40	21	—	〃	—	12.5	—	—	0.05	—
V36	0.30	25	20	〃	4.0	2.0	2.0	—	—	—

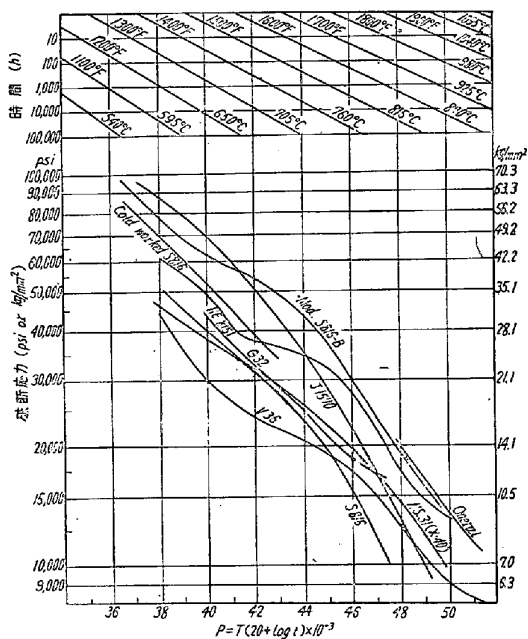
合金名	650°C		732°C		816°C		871°C		982°C	
	100 h	1000 h	100 h	1000 h	100 h	1000 h	100 h	1000 h	100 h	1000 h
HS-25(L605)	49	41	30	23	16	12	11	7.3	4.9	2.7
HS-31(X40)	39	32	31	23	20	16	15	12	6.6	4.9
HE-1049	—	—	—	—	32	25	—	—	—	—
S816	46	35	28	21	18	13	11	7.0	3.9	2.1
Mod. S816-B	—	—	52	—	34	—	25	—	10.6	—
G32	—	—	31	25	20	15	13	9.2	4.7	—
J1570	—	66	—	45	—	24	—	16.0	—	—
V36	—	—	25	19	16	13	11	7.7	6.0	3.5

破断応力の単位: kg/mm²

すなわち、HS-31(X40), HE-1049 などのごとき鑄造合金と L605⁴⁵⁾, S816, G32, J1570 などのごとき鍛造合金とがある。

X40⁴⁵⁾, S816, G32 などは炭化物析出合金で弱析出硬化型であるが J-1570⁴⁶⁾は Ti を含有し、Ni 基合金のごとく、いちじるしい析出硬化をおこす。この J-1570 は真空熔解を行うことにより始めて鍛造が可能になる。熱処理は 1180°C, 4h 加熱後空冷して溶態化処理を行ない 900°C, 24h 時効処理を行なう。

これらの代表的なもののクリープ破断強度を第 29 図に示す。



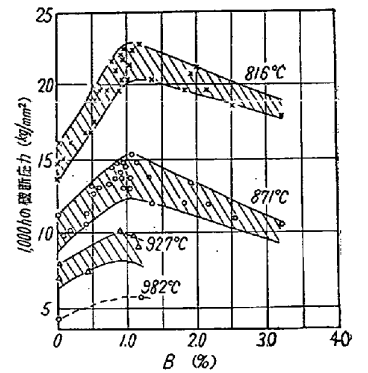
第29図 Co 基耐熱合金の破断強度

S816⁴⁷⁾は S590 の Co を高めたもので 1260°C で溶態化処理を行ない、760°C, 6h の時効を行なったものが最良の熱処理で数年前までジェット・エンジンの動翼に使用されていたが現在はほとんど使用されない。

一方 G32⁴⁸⁾は 1946 年頃から英国の Wm. Jessop Ltd. で広範な研究が G. T. HARRIS らにより行なわれた結果得られた優秀な合金でかなりの Fe(15% Fe) を含有しながらすぐれたクリープ強度を有する。熱処理は 1280°C, 10mn. の溶態化処理を行ない 750°C, 46h の析出硬化処理を行なう。

最近 Co 基耐熱合金に対しても B を加えて高い強度を得んとする研究が行なわれている。S816B, Mod. S816-B, HS1049 などはその例で多量の B を含有している。第 29 図に示すごとくこれらの合金はきわめて高い高温強度を有する。英国の Allegheny Ludlum で S816 におよぼす B の影響を研究した結果 B 添加は 1%

付近でもつともよくなるのがわかった。これらの結果を第 30 図⁴⁹⁾に示す。S816 に B を 0.15% 以上添加すると鍛造が不可能になるが B を添加したものは鑄造性がかなりすぐれているから精密鑄造法によりジェット・エンジンの動翼が製造できる。



第30図 S816 の破断強度におよぼす B の影響

第 26 表に代表的な Co 基, Ni 基耐熱合金の 982°C における破断強度を示す。これから Co 基合金では Mod. S816, Ni 基合金では Udimet 700, Nicrotung がいちじるしくすぐれていることがわかる。

第26表 代表的な Co 基, Ni 基耐熱合金の 982°C における破断強度

合金	破断強度 kg/mm ²			
	10 h	100 h	500 h	1000 h
S816	6.2	3.8	—	2.2
Mod. S-816	—	10.6	—	6.3
Inconel 700	6.6	4.2	—	—
L-605	9.1	4.9	—	3.1
René 41	11.2	6.6	—	—
Udimet 500	12.2	5.2	—	—
〃 600	16.1	9.1	—	—
〃 700	18.9	11.2	—	—
Nicrotung	—	15.4	10.5	9.1

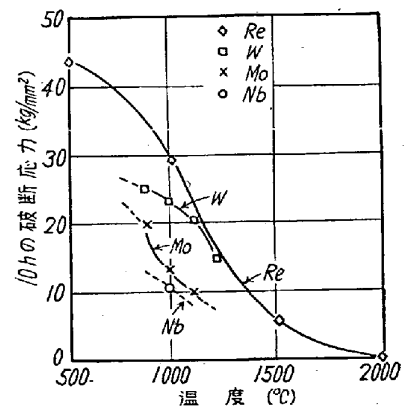
4. 耐火性材料(耐火性金属および合金)^{50)~52)56)}

1000°C 以上の高温度で高い強度を得んとすれば高融点の金属を基地とする合金を開発して行かねばならない。これらの耐火性金属はそれぞれ利点、欠点があるのでこれをまとめる

と第 27 表のごとくなる。

この表から 1200~1800°C の温度範囲では Nb がもつとも有利でこれにつぐものは Mo, W である。

第 31 図は Nb, Mo, W, Re などの 10h のクリープ破断強度を示す



第31図 耐火性金属の 10h の破断強度

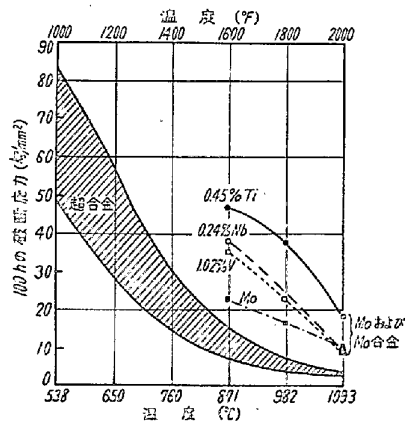
第27表 耐 火 性 金 属 の 特 性

金属名	融 点	利 点	欠 点
W	3410±20°C	高溶融点を有し、1400°C まで非蒸発性酸化物ができる。	密度が大きく、急激に酸化する。低温でもろい。
Mo	2625±50°C	高溶融点の W, Ta より密度が低く常温で中位の延性がある。	高温で非常に酸化がはげしい。
Ta	2996±50°C	高溶融点を有し、非蒸発性酸化物ができ延性がある。	高密度であり、急激に酸化する。
Nb	2415±15°C	高溶融点で非蒸発性酸化物ができ延性がある。中位の密度がある。	急激に酸化するが Mo, W などより耐酸化性はすぐれている。
Cr	1890±10°C	高度の耐酸化性を有し、耐火性金属中最も密度が低い。	耐火金属中溶融点が一番低くかつ低温でもろい。

もので Re がもつとも強く W, Mo, Nb の順に強度が低下して行く。これらのうち Mo は価格も比較的安価でしかも入手が容易であるため今日までかなり研究がすすめられている。また Cr 基合金は耐酸化性がすぐれしかもかなり高温まで強度がすぐれているため第二次大戦中から研究されているがまだ実用化されていない。

以下これらの合金について述べる。

1) Mo 基合金 Mo を耐熱合金として最初研究を行なったのは Climax Molybdenum Co. であつて第32図は同社で行なつたいろいろの合金と現在超合金 (Super alloy) との 100 h の破断強度を比較したものである。この結果 0.5% Ti を含む Mo 合金はもつともすぐれ 1300°C の再結晶温度を持つといわれている。



第32図 Mo 基合金と超合金の 100 h の破断強度

なおこの 0.5% Ti を含む Mo 合金よりさらにすぐれたものが研究された。これには 5% Ti, 0.25% C を含む Mo 合金や、1.25% Ti, 0.15% Zr, 0.15% C を含む Mo 合金である。後者は T2C 合金として知られ 1100°C, 100 h の破断強度は 25 kg/mm² である。

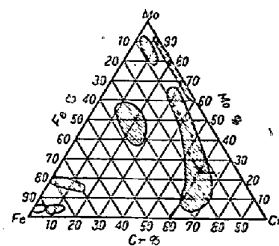
しかしこれらの合金は耐酸化性がいちじるしく悪く、空気中では 400~500°C 付近から急激に酸化する。これは Mo の酸化物の蒸気圧が非常に高いためと Mo の酸化物が酸化の触媒作用をするためである。したがつて現在クロムメッキ、合金溶射法、ニクロムクラッド、セラ

ミック・コティング (Ceramic coating)⁵²⁾⁵³⁾ などを行なつて酸化を防止する研究が行なわれているが、その結果 200~300 h 程度までなら耐えられるものができるようになった。

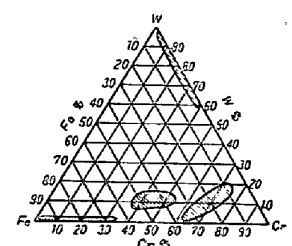
一方空間科学の方面で短時間の使用の場合には耐酸化があまり問題にならないので、Mo 基合金がかなり使用されている。

また最近この合金を不活性ガス (たとえばアルゴン、ヘリウムなど) 雰囲気で使用することが考えられている。すなわち米国の G. E. Co. ではクロズド・サイクルのガスタービンの動翼、ノズルなどに Ti 0.5% の Mo 基合金を使用し、ヘリウムを原子炉で 1100~1200°C に加熱する新しいガスタービンを設計し、従来の熱機関では到達し得なかつた非常にすぐれた熱効率を有するものを作つていと伝えられる。

2) Cr 基合金 Cr 基合金としては Cr-Fe-Mo, Cr-Fe-W 合金などが有望視されている。これらのうちで将来使用されると考えられる合金成分を示すと第33図、第34図のごとくなる。しかし破断強度、合金の入手の難易および価格などの点を考えて Cr を基礎にした



第33図 Fe-Cr-Mo 系, 耐熱材料その他として実用的と予想せられる組成範囲

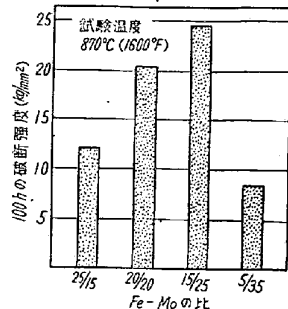


第34図 Fe-Cr-W 系, 耐熱材料その他として実用的と予想せられる組成範囲

Mo 基合金がもつとも有望である。

現在 Cr 基合金のうちで代表的なものは CM 469 である。これの化学成分は Fe 15~20%, Mo 25~15%, Cr 60% で真空熔解により作られている。この合金は Fe と Mo の比率によりクリープ破断強度がことなるがその様子を第35図に示す。

これから Fe 15%, Mo 25%, Cr 60% なる組成を有するものがもつともすぐれていることがわかる。この合金は 870°C で 1000 h の破断強度は 14 kg/mm² で 9% の破断伸びを有するが常温で非常にもろいため、

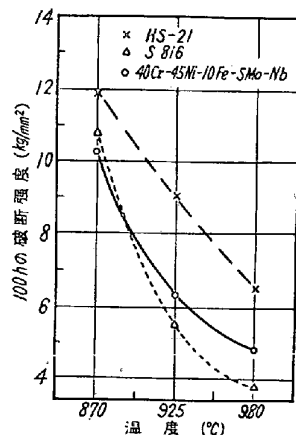


第35図 Cr-Fe-Mo 合金の破断強度におよぼす Fe, Mo の影響

最近 Battelle Memorial

Inst. で行なわれた研究によれば Cr 58%, Fe 15%, Mo 25%, Ti 2% の合金は 870°C で 100 h, 1000 h の破断強度はそれぞれ 32.2 kg/mm², 25.9 kg/mm² になっている。Ti を添加するのは脱酸、脱窒を充分行なつて鑄塊の結晶粒度を微細均一にするためと考えられる。この合金は切削が困難な上に室温で非常にもろく、かつ 870°C の破断伸びは 2~3% 程度である。

一方 N. J. GRANT⁵⁵⁾ らは Cr および Ni を 40~45% 含む Cr-Ni 基合金の研究を行ない 40Cr-45Ni-10Fe-5Mo-Nb なる合金を発表している。この合金は大気熔解を行なつても常温の破断伸びが 2~4% となり CM 469 にくらべていちじるしく靱性にとむ。この合金の 100 h の破断強度を S 816, X 40 (H. S. 31) と比較すると第 36 図のごとくなる。これらからこの合金は CM 469 に比較していちじるしくクリープ破断強度が低いことがわかる。また本合金の Cr 量を増加して 50~60% にすれば常温で非常にもろくなる。



第36図 Cr-Ni 基および Co 基耐熱合金の 100 h の破断強度

一般にこの系統の合金は常温で靱性が得られないため工業化されないが今後真空熔解の技術が進歩し高純度の靱性を有する金属 Cr が容易に得られればこの系統の合金について研究をすすめ 900~1000°C 付近で靱性を有

するすぐれた Cr 基合金を得ることができるだろう。

IV. 結 言

以上耐熱材料について簡単に述べてきたがわが国においては航空機用材料としての耐熱材料よりは蒸気タービン用、高温化学用、自動車エンジン用材料などとしての耐熱材料の方がより重要であると考えこれらのことについて、かなり重点をおいて書いたため最近の新しい耐熱材料、特に耐火性材料などについて述べるができなくなつたがこれらについてはつぎの機会にゆずりたいと考えている。

最後に本論文を書くにあたり、早速文献資料をお送りいただいた Wm. Jessop Ltd. の G. T. HARRIS 氏, Battelle Memorial Inst. の W. F. SIMMONS 氏, 住友金属工業株式会社の長谷川太郎氏, 寺井庄治氏らに対し深く感謝いたします。(昭和 35 年 11 月寄稿)

文 献

- 1) 芥川 武, 鉄と鋼, 41 (1955), p. 48
- 2) BRASUNAS, A. DES., GOW, J. T., HANDER, O. E.: ASTM, Symposium on Materials for Gas Turbines (June, 1946)
- 3) 芥川, 藤田: 鉄と鋼, 40 (1954), 1, p. 31~38
- 4) 大竹 正: 製鉄研究, 218 (1957), 3, p. 1600~1624
- 5) M. G. GEMMILL, J. D. MURRAY: Iron & Steel, 29(1956), April, p. 150~152; 29(1956), May, p. 173~177
- 6) M. G. GEMMILL, H. HUGHES, J. D. MURRAY, F. B. PICKERING, K. W. ANDREWS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 184(1956), Oct. p. 122~144
- 7) G. A. MELLOR, S. M. BARKER: J. Iron & Steel Inst, (U.K.), 182(1956), April, p. 464~474
- 8) E. W. COLBECK, J. R. RATT, J. O. WARD: Engineering, 182 (1953), Oct. 16 p. 505~506; 182(1953), Oct. 23. p. 537~540
- 9) E. W. COLBECK, J. R. RAIT: Symp. High Temp. Steels and Alloys for Gas Turbines, The Iron & Steel Inst. Special Report No. 43 (1952) p. 107~124
- 10) Metal Progress: 66 (1954), Dec. p. 84
- 11) 芥川 武, 藤田利夫: 耐熱材料 (熱機関大系 第 12 卷) 1956 年, p. 60~124
- 12) D. A. DLIVER, G. T. HARRIS: Symp. High Temp. Steels and Alloys for Gas Turbines, The Iron & Steel Inst. Special Report No. 43(1952) p. 46~59
- 13) D. L. NEWHOUSE, B. R. SEGUIN, E. M. LAPE: Trans. ASME., 76(1954), Oct. p. 1107~1122

- 14) 日本学術振興会第 123 委員会編: 耐熱金属材料研究委員会報告集, 1960 年 11 月
- 15) Jessop Data Sheet, Jessop H46 Steel (British Patent No. 638110), 1956, Feb.
- 16) H. C. CHILD, G. T. HARRIS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 190(1958), Dec., p. 414~431
- 17) C. L. CLARK: High Temperature Alloys, Pitman, New York 1953, p. 286~289
- 18) E. R. MORGAN, V. F. ZACKAY: Metal Progress, 68(1955), Oct. p. 126~128
- 19) J. F. NACHMAN, W. J. BUEHLER: Metal Progress, 70(1956), Dec. p. 107~110
- 20) 長谷川正義編: ステンレス便覧 p. 284~297
- 21) W. F. SIMMONS: Report on the Elevated-Temperature, Properties of Stainless Steels ASTM., STP. No. 124
- 22) G. V. SMITH, E. J. DULIS, E. G. HOUSTON: Trans. Amer. Soc. Metals, 42 (1950), p. 935 980
- 23) M. FLEISCHMANN: Iron Age, 157 (1946), Jan. 17 p. 44~53; 157 (1946), Jan. p. 50~60
- 24) G. T. HARRIS, W. H. BAILEY: Symp. High-Temp. Steels and Alloys for Gas Turbines, The Iron & Steel Inst., Special Report No. 43 (1952), p. 60~67
- 25) D. A. OLIVER, G. T. HARRIS: Journal of the West of Scotland Iron and Steel Institute, 54 (1946~1947), p. 94
- 26) F. R. LARSON, J. MILLER: Trans. ASME., 74 (1952) July, p. 765~771
- 27) C. L. COREY, J. W. FREEMAN: WADC Technical Report 54~583, (1950), Dec.
- 28) Allegheny Ludlum Blue Sheet: A 286 (United States Patent 2641540)
- 29) K. METCALFE: Iron Age, 182(1958), July. p. 72
- 30) J. T. BROWN: Metal Progress, 74(1958), Aug. p. 88~91
- 31) Materials in Design. Eng., 49 (1959), Jan. (Ni Bulletin 1959)
- 32) Compilation of Chemical Compositions and Rupture Strength of Super-Strength Alloys, ASTM. STP. No. 170-A (1961年 3 月発行予定)
- 33) W. W. DYRKACY: Steel, 138(1955), Oct. p. 27
- 34) J. T. BROWN: High Temperature Materials, John Wiley & Sons, New York. p. 38~55
- 35) E. E. REYNOLDS, R. K. PITLER: Iron Age, 183 (1959), 4, p. 70~71
- 36) M. FLEISCHMANN: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 1039~1055
- 37) M. FLEISCHMANN: Steel, 140(1957), March
- 38) W. O. BINDER: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 167(1951), Feb. p. 121~134
- 39) F. R. MORRAL: C.I.C. Special Report No. 1 (Jan. 1958)
- 40) W. BETTERIDGE: Metal Treatment & Drop Forging, 1956, Sep.
- 41) W. BETTERIDGE: The Nimonic Alloys, Edward Arnold, London, p. 32~36
- 42) J. T. BROWN, J. E. WILSON: Metal Progress, 74(1958), Nov. p. 83~87
- 43) William Jessop and Sons Ltd.: Vacumelt G64 Alloy. (Data Sheet Ref. M 743) 1957
- 44) F. R. MORRAL: Alloy for Aircraft Industry-The Role of Cobalt p. 23~36
- 45) W. O. SWEENEY: Trans. ASME., (1947), Aug. p. 569~581
- 46) F. T. CHESNUT: Metal Progress, 68 (1955), Dec. p. 121
- 47) T. Y. WILSON: Materials and Methods, 24(1946), Oct. p. 885~890
- 48) G. T. HARRIS, H. C. CHILD: Symp. High Temp. Steels and Alloys for Gas Turbines, The Iron & Steel Inst. Special Report No. 43 (1952) p. 67~80
- 49) W. E. BLATZ, E. E. REYNOLDS, W. W. DYRKACZ: Symp. on Metallic Materials for Service at Temperature above 1600°F (ASTM) (1955), p. 16~28
- 50) L. P. JAHNKE, R. G. FRANK: Metal Progress, 74 (1958), Nov. p. 77; 74 (1958), Dec. p. 86
- 51) R. F. HEHEMANN, G. MERVIN AULT: High Temperature Materials, John Wiley & Sons, London p. 207~320
- 52) C. G. GOETZEL: J. Metals, 11 (1959), March, p. 189
- 53) T. G. PERRY, H. S. SPECIAL, J. WULFF: Metal Progress, 65 (1954), Feb. p. 75
- 54) J. J. HARWOOD: Materials & Methods, 44 (1956), 6, p. 84
- 55) A. G. BUCKLIN, N. J. GRANT: Symp. on Metallic Materials for Service at Temperature above 1600°F. (ASTM) p. 47
- 56) J. W. PUGH: J. Metals, 10 (1958), May, p. 335~339