

Table 2. Analytical results of Ti insol. and Ti sol. after various heat-treatment.

Heat treatment	$\Sigma C\%$	$\Sigma Ti\%$	Ti insol.	Ti sol.	Sample
900°C/2h→W.Q.	0.08	0.22	0.21	0.01	Fe-Ti-C
1000°C/2h→W.Q.	〃	〃	0.19	0.03	
1050°C/2h→W.Q.	〃	〃	0.17	0.05	
1100°C/2h→W.Q.	〃	〃	0.15	0.07	
1150°C/2h→W.Q.	〃	0.21	0.12	0.09	
1200°C/2h→W.Q.	〃	〃	0.09	0.12	
1250°C/2h→W.Q.	〃	〃	0.05	0.16	
1300°C/2h→W.Q.	〃	0.22	0.04	0.18	
1300°C/2h→W.Q.	0.10	0.23	0.17	0.06	
800°C/8h→W.Q.	〃	〃		0.09	
1300°C/2h→W.Q.	〃	〃			
1000°C/2h→W.Q.	〃	〃	0.12	0.11	
1050°C/2h→W.Q.	〃	〃	0.02	0.21	

III. TiC の挙動に関する研究

I において熱処理の変化によるラプチャー時間の変動について述べたが単に結晶粒の大小による影響のみでは説明不可能な現象が認められている。したがって 321 型不銹鋼のオーステナイト中における TiC の挙動について考察しておく必要がある。Fe-Ti-C 系における γ Fe 中の TiC の生成に関する関係式としては次式により示されている。

$$Ti_{\gamma} (1\%) + Cr_{\gamma} (0.1\%) = TiC(S)$$

$$\log K = \log [Ti\%][C\%] = -10.579/T + 5.464$$

321 型不銹鋼の場合には炭化物生成元素としての Cr を多量に含んでいるが $Cr_{23}C_6$ の溶解する 1000°C 以上の高温における TiC の溶解析出はきわめて興味深い問題である。真空溶解せる純系の Fe-Ti-C 系と、これとほぼ同一の C, Ti 量を有する 321 (AIA) につき Table 1 に示した熱処理を実施せる後の分析結果を Table 2 に示した。

Table 2 の結果より明らかなごとく TiC の γ Fe 中における変化は 321 の場合にも純系の Fe-Ti-C 系の場合とほぼ傾向的に一致を示していることがわかる。かかる分析結果とクリープ・ラプチャー試験結果との間にある関連性については詳細な検討を要するので電子回折の結果とともに詳細に報告する。(写真は会場にて掲示)

IV. 結 言

クリープ現象は複雑でありさらに詳細な研究を要するけれども以上の実験結果を要約すればつぎのとおりである。

i) TiC の溶解析出、および結晶粒度の成長ととくにいちじるしい関係のある 1000°C 以上の高温における熱処理がラプチャー時間に対し決定的な影響をおよぼす。

す。

ii) 1300°C/2h→W.Q.、1000°C/2h→W.Q. 材と 1050°C/2h→W.Q. 材とのラプチャー時間がいちじるしく異なることは TiC の析出の量的関係についてはほとんど同一であるので結晶粒の大小に起因する TiC の析出形態その他の変化によるものと考えられる。

iii) 結晶粒度が適当に大きく使用温度域で微細な凝集し難い TiC などの炭化物が析出してくる場合にもつとも良好なクリープ強度がえられるものと考えたと Ti 量と C 量および熱処理との間には密接な関係があり、Ti/C > 5 なる表現はさらに明確化する余地があると考えられる。

iv) 真空溶解材は大気溶解材に比し伸び絞りのすぐれている傾向が認められたが、本実験では Ti/C=8 の真空溶解材と Ti/C=2 との大気溶解材との間ではラプチャー時間に関して顕著な差異は認められなかつた。

v) 321 型不銹鋼中の TiC の溶解析出に関し二、三の検討を加えた。

(105) 18-8 Ti ステンレス鋼の

クリープ特性

Creep Properties of 18-8 Chromium-Nickel Stainless Steel with Titanium.

Shoji Terai.

住友金属工業、鋼管製造所 理 寺井庄治

I. 結 言

18-8 Ti ステンレス鋼は従来のフェライト系 Cr Mo 鋼より一段高級な高温高圧用管材として、ボイラ用、石油精製装置用に近年広く使用されるようになった。この材

Table 1. Chemical composition of specimens.

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Ti
B	0.05	0.42	1.45	0.018	0.018	0.06	17.10	12.24	0.56

料のクリープ特性に関する研究報告は少ないが、報告されている強度値には相当大きな開きがあり、またその変動の原因についてもなを充分解明されていない現状である。われわれは実用的見地から、この材料のクリープ特性をとくに長時間試験に重点をおいて調べた。以下にその結果を報告する。

II. 供 試 材

供試材はいずれも ASTM TP 321 の規格に合格する組成を有するもので、いずれも塩基性弧光炉により熔成された。試験片は圧延された丸鋼を鍛造後、冷間引拔を行い熱処理を施してから削成した。外径 10mm 標点距離 50mm と外径 6mm 標点距離 35mm の試験片を用いた。

標準とした 1 charge の成分組成を Table 1 に示した。

III. 試 験 結 果

1. Charge による変動

上記の B を含め 4 charge の供試材につき、1050°C の固溶化処理を行なった 6mmφ の試験片を作り、最短 1000h のクリープ破断試験を行なった。

試験の成績を Fig. 1 に示した。

全般的にこの図上で比較的良好な直線関係を示している。4 charge 相互には顕著な差は認められない。1000h のクリープ破断強度は 13~14 kg/mm² を示し、これは ASTM STP 124 の 18-8 Ti の data とも比較的よく合致した成績となっている。

伸も各 charge いずれも 20% 以上となっている。

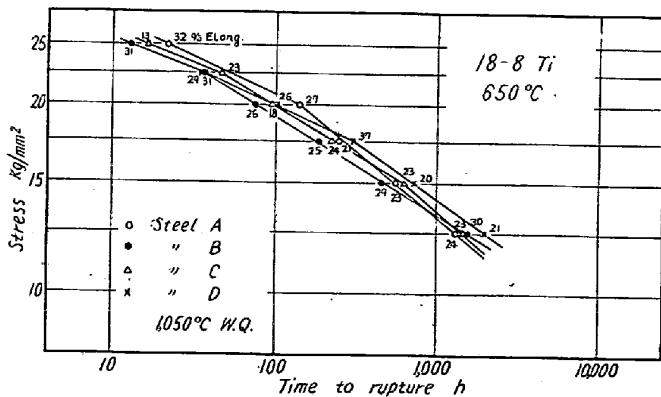


Fig. 1. Variation of creep-rupture strength in heats.

2. 熱処理による変動

Table 1 の供試材 B から 950, 1050, 1100, 1200°C W. Q. の 4 種の固溶化処理を行なった 6mmφ の試験片を作り、最短 1000h のクリープ破断試験を行なった。試験の成績を Fig. 2 に示した。

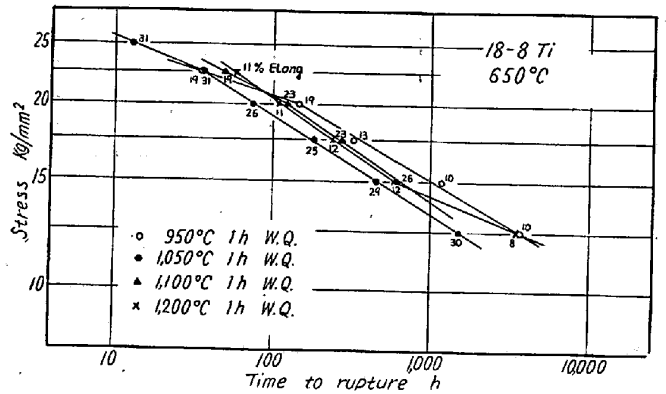


Fig. 2. Effect of temperature of solution-treatment on creep-rupture strength.

950°C W. Q. のものがもつとも強度が高く、1050°C のものがもつとも低い結果となつてはいるが、その差はあまり大きくない。1000h のクリープ破断強度は 1050°C W. Q. のものが 13.3 kg/mm² に対し、950°C のものは約 15.5 kg/mm² となつてはいる。強度の高い 950, 1200°C W. Q. のものは伸が低く 10% 前後となつてはいる。

3. 長時間試験

以上の最短 1000h のクリープ破断試験では charge あるいは固溶化処理温度による変動は比較的少なかったが、ボイラ用などの場合、10⁵h 程度の寿命が問題となるので、1050°C と 1200°C で固溶化処理した 10mmφ の試験片により長時間の試験を行なった。

Fig. 3 に応力-破断時間の関係を、Fig. 4, 5 に一部のクリープ曲線を示した。

650°C において 1050°C の試験片は 10 kg/mm² で 2500h 前後で破断し、12.5 kg/mm² 以上での試験結果から予想されるよりもはるかに短い寿命となつてはいる。7.5 kg/mm² でも 9786h で破断した。一方 1200°C の試験片はこのような応力-破断時間曲線に折れ曲りがみられず、応力 10 kg/mm² で 9000h を超えてなお 0.9% しか伸びておらず破断時間は 10⁴h を超えるものと予想せられる。

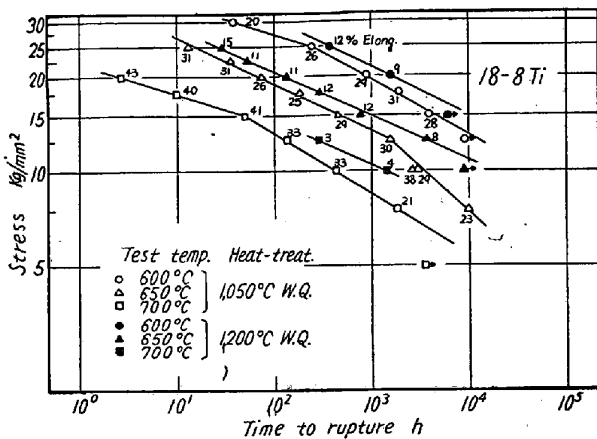


Fig. 3 Long time creep-rupture test of 18-8 Ti stainless steel.

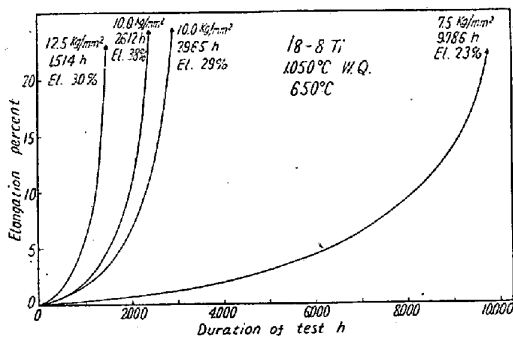


Fig. 4. Creep curves of 18-8 Ti stainless steel solution-treated at 1050°C.

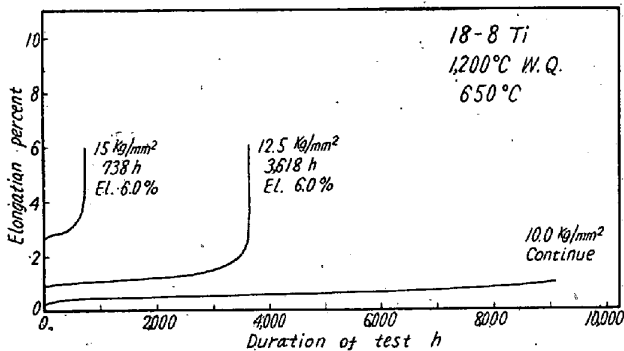


Fig. 5. Creep curves of 18-8 Ti stainless steels solution-treated at 1200°C.

さらに長時間後にどのようになるかわからぬが、 10^4 h のクリープ破断強度は 1050° W. Q. のものが 7.5 kg/mm^2 に対し 1200° W. Q. のものは 10 kg/mm^2 以上で、最短 1000 h の試験で予想されるより遙に大きな差を示している。

700°C においても同様な傾向がみられる。

一方クリープ曲線の形状ならびにクリープ破断伸もこの 2 つの熱処理条件でいちじるしいちがいを示している。クリープ曲線は 1050° のものは比較的はやくから

クリープ速度が加速しはじめるが直ちに破断せず下にふくれた曲線を示すが、 1200° のものは同じ応力ではクリープ速度はるかに小さく横にねた曲線となり破断の直前になつてクリープ速度の加速が起つている。クリープ破断伸は前者では 9786 h で破断したのものでも伸 23% を示しているが、後者では 3618 h で破断したものが 6% となつている。いわゆる rupture ductility の良否は強度とは逆の関係になつている。

IV. 結 言

以上の試験結果はこれからこの材料の長時間強度を確定するには不充分であるが、つぎのことが明らかにされた。

1. 18-8 Ti ステンレス鋼の長時間のクリープ破断強度を 1000 h 前後の試験から予想することは困難である。
2. 固溶化処理の温度はこの材料の高温強度に大きな影響をおよぼす。
3. 1050° W. Q. の状態ではクリープ破断伸は大きい が 3000 h 以上で応力-破断時間曲線がいちじるしく下に折れ曲がり長時間の強度は低くなる。 1200° W. Q. の熱処理は全般的にクリープ・クリープ破断強度を高め応力-破断時間曲線にも折れ曲がりあらわれないが、rupture ductility は低い。

(106) 耐熱合金 M 252 の性質におよぼす Mo の影響

(Ni 基耐熱合金に関する研究—X)

Effects of Mo on Properties of the Heat Resisting Alloy M252.

(Studies on nickel-base heat-resisting alloys—X)

Taro Hasegawa, et alius.

住友金属工業，製鋼所

○長谷川太郎・落合 治

I. 緒 言

第Ⅶ報にて Ni 基耐熱合金にて Mo 添加により高温強度が向上することをのべた。M 252 では 10% Mo を含有しているので、さらに Mo 量を増加した場合の Mo 高温機械的性質および耐酸化性におよぼす影響についてのべたい。

II. 供 試 材

Mo 10~15% の M 252 を 100 KVA 高周波真空熔解炉にて熔製し 40 kg 鋳塊にいこみ 15 mm 厚に鍛造した。試料の化学成分を Table 1 に示す。短時間機械的試験，クリープ破断試験を行う試料は $1065^\circ\text{C} \times 8 \text{ h}$