

Table 2. Results obtained by creep rupture test.

Type	Mark	Testing temperature (°C)	Stress kg/mm ²	Minimum creep rate %/h	Rupture time h	Elongation after rupture %	Reduction of area after rupture %	Heat treatment
321 (AIA)	E ₄	550	40.0	0.023	63.2	17C	23	1100°C/1h →W.Q
"	E ₆	"	35.0	0.0037	445.4	12C	22	
"	E ₂	"	32.0	0.00084	813.6	13C	15	
321L (AIF)	F ₂	"	32.0	1.64	62	33C	73	
"	F ₈	"	24.0	0.0286	517.9	40	53	
"	F ₄	"	22.0	0.0075	870(中止)	—	—	
321 (AIA)	E ₃	650	25.0	0.096	44.4	37	49	
"	E ₅	"	19.0	0.0058	377.1	32	34	
"	E ₁	"	15.0	0.00173	2334.7	32	52	
321L (AIF)	F ₁	"	15.0	0.030	348.2	43	57	
"	F ₃	"	12.0	0.0057	1531.3	40	38	

III. クリープ・ラプチャー試験

Table 1 記載の大気溶解材である 321 (AIA) および 321 L (AIF) のおのおのを供試材として 550°C および 650°C の両試験温度において種々の応力下でクリープ・ラプチャー試験をおこなった。熱処理としては 1100°C / 1h → W.Q. の水靱処理をおこなった。試験結果を Table 2 に示した。Fig. 1 は応力-ラプチャー時間曲線である。Fig. 1 より明らかのごとく 550°C, 650°C の両試験温度においてフェライト析出量の多い 321 L は 321 に比してラプチャー強度は常に低値を示している。また 321 (AIA) は前述せるごとく Ti/C < 5 であるがいずれの温度においても ASTM の平均値よりかなりすぐれた値を示している。321 L は 550°C では ASTM の平均値よりかなり低い値を示しているが 650°C では ASTM の平均値またはそれ以上の値を示している。この点は興味深い現象であり後述するごとく光学ならびに電子顕微鏡的にも 550°C と 650°C との両試験温度では顕著な差異が認められる。

IV. 実験結果

以上の実験結果を要約すればつぎのとおりである。

1) 1100°C/1h → W.Q. なる処理をおこなった Table

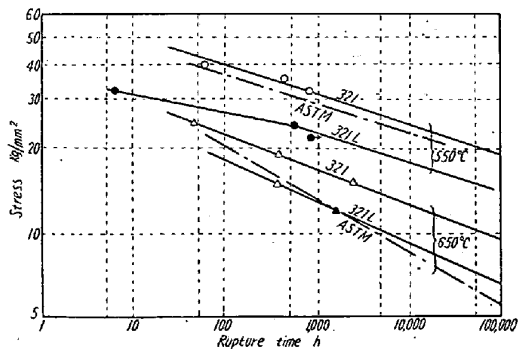


Fig. 1. Relation between stress and rupture time.

1 記載の成分を有する 321 (AIA) および 321 L (AIF) について実験の結果 フェライトを大量に含む 321 L は 550°C および 650°C におけるクリープ・ラプチャー試験の結果ラプチャー時間はオーステナイト均一相の場合に比しいちじるしく低い値を示している。

2) 上記実験において Ti/C < 5 なる 321 (AIA) は両試験温度において ASTM の平均値に比しかなり良好な結果を示しており、かかる短時間のラプチャー試験結果を長時間まで外挿しうるものとするれば Ti/C > 5 なることの必要性および表現方法については再検討の必要があると考えられる。

(104) オーステナイト不銹鋼のクリープ・ラプチャー強度

(高温用鋼管材としての AISI 321 型不銹鋼に関する研究—II)

Creep-Rupture Strength of Austenitic Stainless Steel

(Study on AISI 321 type stainless steel for steel tube used at elevated temperature—I)

Hiroshi Hirano, et alii.

神戸製鋼所, 研究部

工〇平野 坦・工 山本俊二・金田次雄
吉田 清・理 森 憲二

I. 緒 言

前報においてフェライトを極端に多量含む場合のクリープ・ラプチャー強度におよぼす影響について述べた。本報においてはオーステナイト均一相のみからなる真空中、大気中両溶解法により溶製した 321 型不銹鋼につき

Table 1. Results of creep rupture test on 321 type stainless steel at 650°C.

Type	Mark	Testing load kg/mm ²	Rupture hours h	Minimum creep rate %/h	Elongation after rup- ture test %	Reduction of area after rupture test %	Heat treatment
321 (AIA) Conventional melting	E'1	19	743.8	0.000883	3.3A	8.6	1300°C/2h→W.Q.
	E'3	19	93.1	0.0206	14.0B	30.5	1300°C/2h→W.Q.
	E'5	19	377.3	0.00807	23.3B	33.0	1000°C/2h→W.Q.
	E'7	18	538.4	—	25.0B	40.0	1050°C/2h→W.Q.
	E'8	19	363.0	0.007	20.0B	36.0	1300°C/2h→W.Q. 800°C/8h→W.Q.
321 (VIA) Vacuum melting	V'1	19	714.0	0.000857	12.3B	17.5	1300°C/2h→W.Q.
	V'2	19	41.0	0.0478	15.0A	36.4	1300°C/2h↓W.Q.
	V'3	19	295.0	0.0125	43.3A	72.0	1000°C/2h→W.Q.
	V'4	19	177.0	0.0375	21.7A	48.6	1050°C/2h→W.Q. 1300°C/2h→W.Q. 800°C/8h→W.Q.

熱処理とクリープ・ラプチャー強度との関係に検討を加えさらに熱処理による TiC の溶解析出および試験前後の組織変化について光学顕微鏡ならびに電子顕微鏡により観察した結果について二、三報告する。なお析出物については、carbon extraction replica 法により電子回折をおこなった。

II. 熱処理によるクリープ・ラプチャー強度の変化

熱処理によるラプチャー強度の変化を調査することを目的として Table 1 のごとき熱処理を大気中および真空中溶解材たる 321 すなわち AIA, VIA, に対しておこなった。

(i) 1300°C/2h→W.Q なる処理は TiC をオーステナイト中にほとんど完全に固溶せしめるとともに、結晶粒を成長せしめ粒の粗大化を目的とするものである。

(ii) 1300°C/2h→W.Q, 1000°C/2h→W.Q なる処理は前述のごとき現象を起さしめた後、1000°C/2h の保持により $Ti(r) + C(r) = TiC(s)$ なる反応を平衡に到達せしめることを目的とするものである。

(iii) 1050°C/2h→W.Q なる処理は (i) (ii) の処理より加熱温度が低いために結晶粒は小さいが TiC の析出平衡については (ii) の場合とほとんど同様と考えられる。

(iv) 1300°C/2h→W.Q, 800°C/8h→W.Q なる処理は結晶粒を粗大化せしめた後 TiC の生成反応を 800°C における平衡に到達せしめることを目的とするものであるが水靱後の再加熱温度が 800°C であるために TiC の析出と同時に Cr₂₃C₆ の析出が考えられる。

すなわち Table 1 中に示したごとき処理をおこなったのち、650°C において 19 kg/mm² の荷重下でラプチャー試験をおこなった。その結果を Table 3 に併記した。

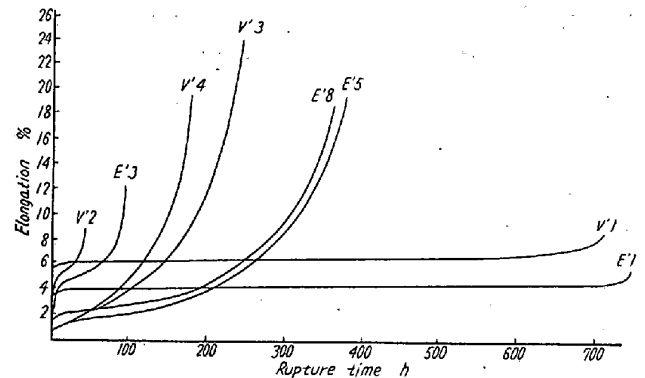


Fig. 1. Creep curve of 321 steel at 650°C.

Fig. 1 に Table 1 のラプチャー試験においてえられた伸びと負荷時間との関係を図示した。Table 1 の結果につき検討すれば E'1 (AIA), V'1 (VIA) とともに 1300°C よりの水靱により結晶粒がいちじるしく粗大化する結果ラプチャー時間はいちじるしく向上しており、普通おこなわれている熱処理による E'5 (AIA), V'3 (VIA) よりも 2 倍またはそれ以上の好結果を示している。

(ii) の処理をおこなった E'3, V'2 はともに E'1, V'1 の 1/8~1/18 のラプチャー時間を示しているが、この値は (iii) の 1050°C/2h→W.Q なる熱処理をおこなった場合の値よりもいちじるしく低い。すなわち TiC の析出平衡に関しては大体同一の関係にあり、かつオーステナイト粒度が大であるにかかわらずいちじるしく低値を示していることはきわめて興味深くさらに改めて考察したい。Table 1 におけるラプチャー後の伸び及び紋りにつき、大気溶解材と真空溶解材を比較すれば真空溶解材の伸び、紋りは数値的にはすぐれている傾向がある。

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. }					
1300°C/2h→W.Q. }					
1000°C/2h→W.Q. }					
1050°C/2h→W.Q. }					
1300°C/2h→W.Q. }					
Heat treatment	$\Sigma C\%$	$\Sigma Ti\%$	Ti insol	Ti sol	Sample
1300°C/2h→W.Q. }	0.10	0.23	0.17	0.06	321 (AIA)
800°C/8h→W.Q. }					
1300°C/2h→W.Q. }					
1000°C/2h→W.Q. }					
1050°C/2h→W.Q. }					
1300°C/2h→W.Q. }					
Heat treatment	$\Sigma C\%$	$\Sigma Ti\%$	Ti insol	Ti sol	Sample
1300°C/2h→W.Q. }	0.10	0.23	0.17	0.06	321 (AIA)
800°C/8h→W.Q. }					
1300°C/2h→W.Q. }					
1000°C/2h→W.Q. }					
1050°C/2h→W.Q. }					
1300°C/2h→W.Q. }					
Heat treatment	$\Sigma C\%$	$\Sigma Ti\%$	Ti insol	Ti sol	Sample
1300°C/2h→W.Q. }	0.10	0.23	0.17	0.06	321 (AIA)
800°C/8h→W.Q. }					
1300°C/2h→W.Q. }					
1000°C/2h→W.Q. }					
1050°C/2h→W.Q. }					
1300°C/2h→W.Q. }					

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