

669.141.25.018.8:669.1524'26-195.56
:539.434.015.1

この写真から, Cr, Al は帯赤黄色の微粒鉍物に, Si は無色鉍物に一致していることがわかる.

3.3.4 鉍物の同定および考察
黄褐色鉍物は明らかに

MnO-FeO 固溶体

である. 3.1 実験例の MnO-FeO 固溶体が黄色なのに比べてこの固溶体が黄褐色を示すのは, 固溶体中のFeO濃度が高いためであろう.

帯赤黄色鉍物は分析結果に周囲の MnO-FeO がある程度関与しているとしても, 主成分元素は Mn, Fe, Cr, Al であると考えてよいであろう. さらに透過色と等軸晶系の鉍物であることを考えあわせるとこの鉍物は Chromite と Hercynite の固溶体, すなわち

Spinel: (Mn, Fe)(Cr, Al)₂O₄

と同定することができる.

最後に無色鉍物であるが, 定性分析の結果からは珪酸マンガンを推定されるし, 顕微鏡観察で複屈折率の大きい鉍物であることがわかっているから, 3.2 実験例の光学異方部と同じように

Tephroite: (Mn, Fe, Ca)₂SiO₄

と同定される.

4. 結 言

以上のように, 非金属介在物を含む平炉リムド鋼圧延材試料の研摩薄片をつくり, 薄片中の巨大な介在物を鉍物顕微鏡によつて観察し, さらにマイクロアナライザーによつて介在物を分析したが, 光学的観察結果と分析結果とをあわせて考えることによつて介在物の構成鉍物を容易に同定することができた. また介在物中の鉍物の共存状態も正確に知ることができた. したがつてこの方法は, 鋼中の比較的大きな (20~30 μ 以上) 非金属介在物の鉍物を同定し鉍物の共存状態を知るためには有力な手段になり得ると考えられる.

終りにのぞみ, この研究を行なうにあつて終始御指導をして下さつた東京大学助教授湊秀雄先生, および松権五郎先生に深く感謝する.

文 献

- 1) 坪井: 偏光顕微鏡, (1962), p. 180 [岩波]
- 2) J. PHILIBERT: X-Ray Optics and X-Ray Microanalysis, Ed. by V. E. Cosslett, (1963), p. 379, [Academic Press]
- 3) A. N. WINCHELL: Element of Optical Mineralogy II, (1956), p. 459, 498, [Wiley]

316 型オーステナイト・ステンレス鑄鋼の 高温強度と組織変化について*

(オーステナイト・ステンレス鑄鋼の研究—I)

深瀬幸重**・加藤正一**・大久保延弘***・岩元兼敏****

On the High-Temperature Strength and Structural Change
of Type 316 Austenite Stainless Steel Castings.

(Study on the austenite stainless steel castings—I)

Yukishige FUKASE, Shoichi KATOH

Nobuhiro ŌKUBO and Kanetoshi IWAMOTO

Synopsis:

High-temperature tensile test, creep-rupture test up to 10,000hr at 650°C, aging treatment under various levels of stress at 650°C and stress-free aging treatment up to 6,400hr at 650°C were carried out on the Type 316 and Type 316L stainless steel castings, and the structural

* 昭和39年4月本会講演大会にて発表 昭和39年10月21日受付

** 日本冶金工業株式会社川崎製造所, 工博 *** 日本冶金工業株式会社川崎製造所

**** 金属材料技術研究所

changes during these tests were observed in order to study the relations between high-temperature properties and structural changes of both alloys.

Carbide and σ -phase were identified by the following means.

(1) The electrolytic etching with concentrated strong hydroxide solutions (10N. KOH, to color the σ -phase; concentrated NH_4OH , to color the carbide).

(2) X-ray diffraction analysis of the residues obtained by the electrolytic extraction with 10% HCl alcohol solution and $\text{HOC}_6\text{H}_2(\text{NO}_2)_3$, 5% HCl alcohol solution.

(3) Examination of Fe, Ni, Cr distributions in carbide and σ -phase decomposed from δ -ferrite by X-ray microanalyzer.

The short and long time high-temperature strength of Type 316 is a little superior to that of Type 316L. The superiority of Type 316 is attributed to the solid solution hardening effect of carbon and the more uniform distributions of fine carbide and σ -phase in the austenite matrix than in Type 316L. But the high-temperature long time load-carrying ability of both alloys seems to be fairly good.

There is a little difference between Type 316 and 316L in their structural changes during the tests. They take place generally in the following sequence:

(1) δ -ferrite decomposes into γ -phase, carbide and σ -phase.

(2) Carbide and σ -phase precipitate at austenite grain boundary.

(3) Carbide and σ -phase precipitate in austenite matrix.

(1) Decomposition of δ -ferrite and (2) precipitation at austenite grain boundary are accomplished within 10,000hr, but (3) precipitation in austenite matrix occurs gradually, taking long time.

Therefore it is probable that the precipitation of fine carbide and σ -phase in austenite matrix influences mainly the long time high-temperature strength of these alloys, and that Type 316 is a little superior to Type 316L, since the precipitates of fine carbide and σ -phase are dispersed uniformly in the austenite matrix of Type 316, while the precipitation in the austenite matrix of Type 316L occurs only round the region which has been formerly occupied by δ -ferrite.

(Received 21 Oct. 1964)

1. 緒 言

オーステナイト・ステンレス鋼は高温強度特性が優れているために、高温動力工業および高温高圧下の化学工業用プラント材に汎用されており、鍛造材のみならず高温高圧用バルブなどのごとく鋳造材の用途も広い。すでにオーステナイト・ステンレス鋼鍛造材に関する長時間の高温強度特性と微細組織変化との関係については数多くの詳細な研究報告が行なわれているが、鋳造材についての報告はほとんどみあたらない。

そこで筆者らはオーステナイト・ステンレス鋳鋼の高温度における長時間強度特性の調査を実施中であるが、今回はその内で δ フェライトを含む二相組織の316および316Lステンレス鋳鋼をとり上げ、これら鋼種の高温度における強度特性の差異を組織変化の面から検討を行なった結果について述べる。

2. 実験方法

供試材 316 および 316L とともに原料には電解ニッケル、フェロクロム、フェロシリコン、フェロマンガ、フェロモリブデンなどの同一原料を配合し高周波誘導炉

により溶解し Fig. 1 に示すごととき約 8 kg の舟型試料を十数本づつ採取し、押湯部を切断して 25×20×300 mmの角棒に粗仕上げして試験片粗材とした。試料の化

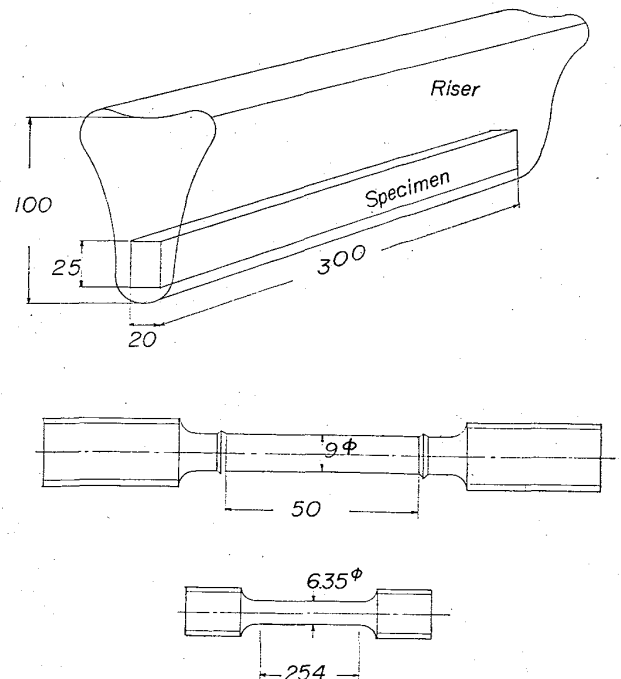


Fig. 1. Casting specimen and test pieces.

Table 1. Chemical compositions of alloys studied.

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Casting temperature
316	0.05	1.06	0.73	0.018	0.008	12.04	18.53	2.45	1520°C
316L	0.018	1.10	0.65	0.021	0.010	14.72	18.68	2.48	1500°C

学組成および鑄込温度を Table 1 に示した。

試験片粗材はすべて X 線透過試験を行ない、欠陥のないことを確かめた上 1100°C × 1hr 水冷の熱処理を施しそれぞれ Fig. 1 に示すごとく試験片に切削して各試験に供した。両鋼種とも強度特性については常温, 538, 650, 732°C での高温短時間引張試験と 650°C における約 10,000hr までのクリープおよびクリープ・ラプチュア試験を行なった。また高温強度特性と組織変化の関係についてはクリープおよびクリープ・ラプチュア試験後の試片と 9, 6.5, 4 kg/mm² で約 10,000hr までの応力下と 6,400hr までの無応力下時効試片を用いた。顕微鏡試験は主に KOH 水溶液および NH₄OH 液による σ 相と炭化物の選択電解エッチングを用い、さらに 5% HCl+1% ピクリン酸アルコール溶液あるいは 10% HCl アルコール溶液による電解抽出残渣の X 線回折による同定を行なった。また Fe, Cr, Ni の濃度分布を X 線マイクロアナライザーにより半定量的に line scanning し析出相内の相別の判定などを行ない総合的な検討を行なった。

3. 実験結果

3.1 高温機械的性質

3.1.1 高温短時間引張試験結果

Fig. 2 に高温短時間引張試験結果を示す。図に示す

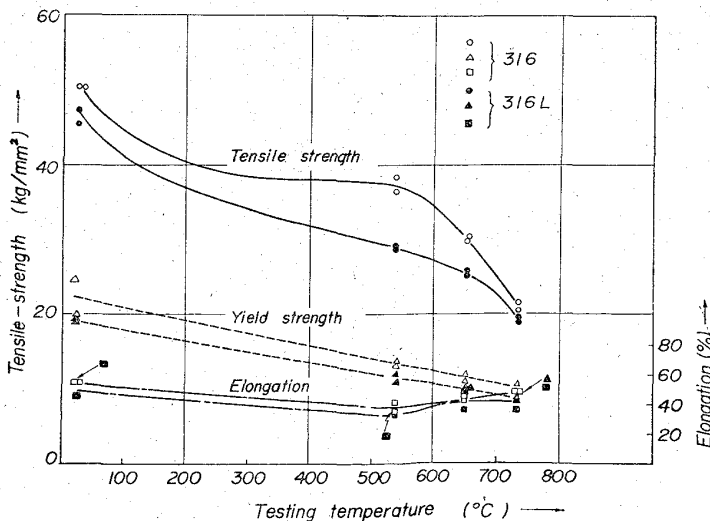


Fig. 2. Short time high temperature tensile properties of 316 and 316L stainless steel castings.

ごとく 316 材は 316L 材より抗張力, 耐力, 伸びとも各温度にわたって高く高温強度が良好である。常温における抗張力はその差が 4~5 kg/mm² であるが温度が高くなると次第に差が広がるものと考えられ, 500°C を越えるあたりでは 316 材が約 38 kg/mm² であるのに対し 316L 材では約 29 kg/mm² と著しい差を示している。さらに高温になるとその差が再び少なくなり, 750°C 附近ではほとんど差がなくなるような傾向を示す。

一方伸びは 550°C 附近までは両者とも一定の差で徐々に降下するものと考えられるが, 550°C を越えるとやや上昇し 650°C ではほとんど差がなくなる。それ以上の温度では 316 材はさらに伸びるが 316L 材では上昇の傾向は明らかでない。

3.1.2 クリープおよびクリープ・ラプチュア試験結果

650°C におけるクリープおよびクリープ・ラプチュア試験結果を総括して Table 2 に, また各鋼種の 12, 9, 6.5 および 4 kg/mm² の応力下のクリープ曲線を Fig. 3 に, またデザイン曲線を Fig. 4 に示した。

650°C における最小クリープ速度は, 同一応力下で 316L 材に較べて 316 材は 1 桁小さくかつ破断時間ならびに 1.0, 2.0 および 5.0% の全歪を生ずるまでの時間が長くて長時間強度も優れている。ただし 316 材と 316L 材とではクリープ曲線がかなり違っており, 316 材が比較的短時間で第 2 期を完了し第 3 期クリープに入るのに対して, 316L 材では第 2 期クリープが長く続き, したがって Transition point は 316L 材の方が長時間後に出る傾向を示している。特に 316 材の 9 kg/mm² のクリープ曲線のごときは, 設計の許容応力算出の手段に最小クリープ速度から判定する方法はあまり意味がないように考えられる。なお Fig. 4 のデザイン曲線に ACI (Alloy Casting Institute) のデータを参考に入れたが, 本 316 材の高温強度とほとんど一致していることがわかる。いずれにしても 316 材および 316L 材ともに約 10,000 hr までは 650°C において安定な長時間強度を維持するといえる。

3.2 応力下および無応力下時効中の組織変化 応力下および無応力下時効中の析出相の同定に

Table 2. Creep rupture properties of 316, 316L stainless steel castings at 650°C.

Alloy	Stress (kg/mm ²)	Creep and rupture time (hr)	Total strain % (hr)					Creep rate (10 ⁻⁴ %/hr)	Transition point (hr)	Co (%)	Elongation or strain (%)
			0.2	0.5	1.0	2.0	5.0				
316	27	0.45*	—	—	—	—	—	—	—	—	
	19	49*	—	—	—	—	—	—	—	—	
	12	1800*	—	—	—	40	400	58	496	2.7	38.4
	9	11067*	10	130	890	2570	4570	3.9	1020	0.68	44.0
	6.5	3459	660	—	—	—	—	0.3	2200	0.16	0.467
	4	10488	10440	—	—	—	—	0.03	—	0.05	0.203
316L	18	36*	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	14	339*	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	12	524*	—	—	1	31	120	256	163	1.5	33.0
	9	14141*	1	50	200	600	1800	14.0	7400	2.3	51.0
	6.5	5424	400	4420	—	—	—	3.35	4900	0.36	0.544
	4	9145	—	—	—	—	—	0.05	—	0.06	0.124

* ruptured

ついでに前述のごとき2種の抽出液により、極間電位 3V、電流密度 10~20 mA/cm²、抽出時間 24~48hr の抽出条件によつて得られた残渣を、ターゲット Cu、フィルター Ni、電圧 35 kV、電流 13 mA の X線回折条件により行なつた。また前述の電解-エッチングによる顕微鏡組織変化をも同時に調査した。これらの方法による同定結果を Table 3 に示した。

なお組織変化については、主として顕微鏡観察結果より 3.2.1 δ 相の変化、3.2.2 一次晶粒界からの析出、3.2.3 地質からの析出の3点に分けて述べる。

3.2.1 δ 相の組織変化

鑄込み後 1100°C、1 hr の熱処理を施した試料中に存在する δ 相は Photo. 1 に示すごとく、316 材では 7.5~10%、316L 材では 5~6% で、いずれも 650°C で数 10 hr から数 100 hr 時効すると初晶 δ 相は分解して σ +Carbide+ γ となる。

まず 316 材では Photo. 2 に示すごとく、1 hr までは δ 相はほとんど分解せず大部分そのまま残っているが、一部 δ 相中に微細な炭化物および σ 相の析出が認められる。10 hr 後になると δ 相の分解は相当に進み残存する δ 相は約 3% 程度に減少するが、炭化物は粗大化することなしに旧 δ 相の存在した部分に微細に分布し、 σ 相は数を増さずに粗大化凝集する。しかしさらに時間が経過して 100 hr 後では σ 相の成長に伴つて σ 相の析出していない部分でかつ旧 δ 相内の主に外周部に炭化物が偏る傾向を示す。その後時効時間が増加しても顕著な変化はないが、 δ 相から析出した炭化物は σ 相の量とは反対にかえつてやや減少している。

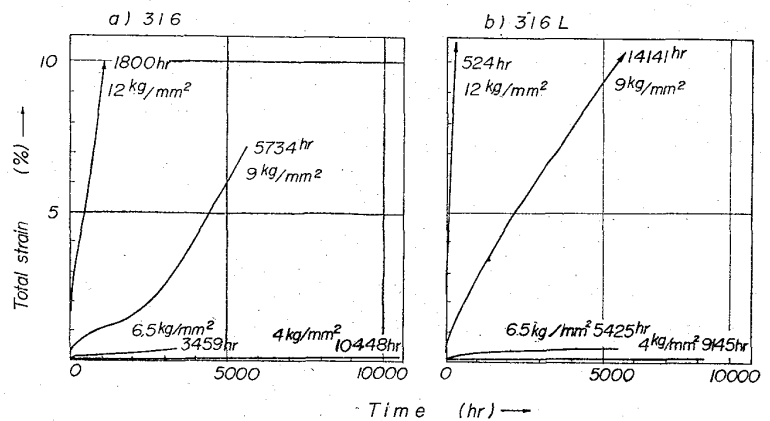


Fig. 3. Creep curve of 316 and 316L stainless steel castings at 650°C.

一方、316L 材の δ 相の変化は Photo. 3 に示すごとく、1 hr 後で 3~4% 程度になり、炭化物および σ 相は δ 相内に微細な析出を示す。10 hr 後では σ 相の粒が凝集するにつれて炭化物は旧 δ 相の部分で偏りを示すようになり、 δ 相の変化は 316 材に較べてやや速いようである。100hr 以後では 316 材と同様な傾向を示し、炭化物は旧 δ 相の内部で主に γ 相との境界附近に偏り、時効時間の進むにつれて炭化物の占める面積が少しずつ減少し、大半が σ 相となる。316L 材の σ 相は 316 材の σ 相より細かく Widmanstätten 状を呈するのが特徴である。なお両者の析出炭化物の量は、当然のことであるが 316 材の方が 316L 材よりも多い。

3.2.2 一次晶の粒界からの析出

一次晶の粒界からの析出は前述 δ 相の析出に比較して幾分遅く、その様相も若干異なるようである。すなわち C% が高い 316 材は炭化物が先行し、約 400 hr 後に σ 相が析出するのに反し、316L 材では炭化物の析出はそれよりやや遅れて約 300 hr 後に炭化物と σ 相が同時に

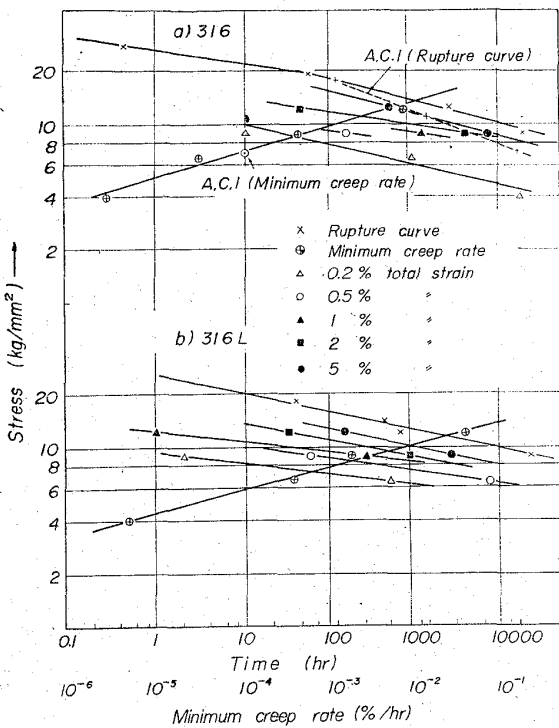
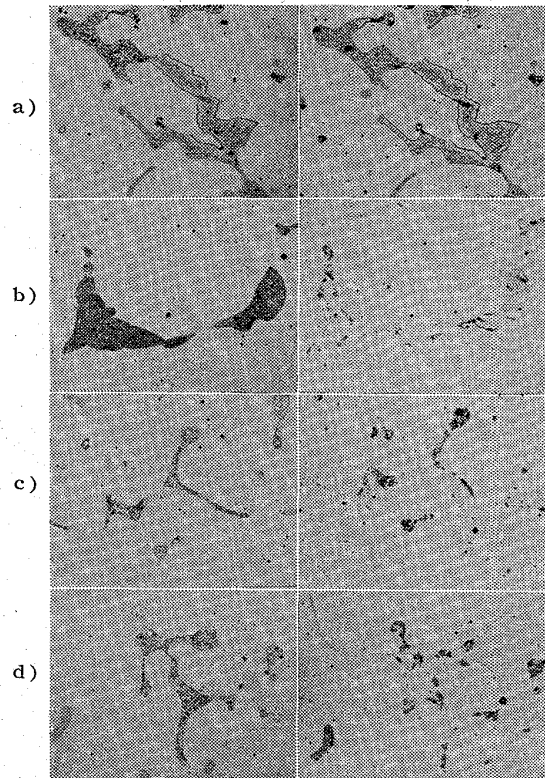
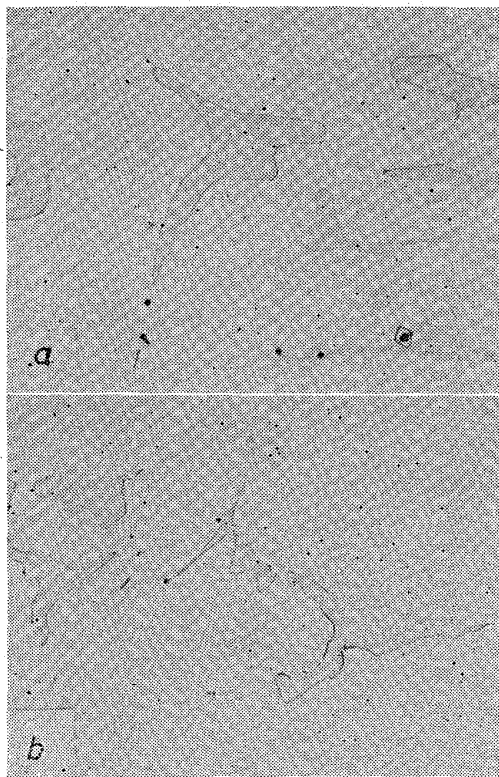


Fig. 4. Design curve of 316 and 316L stainless steel castings at 650°C.



Left: 10N · KOH-1.5V-2~3sec
Right: conc, NH₄OH-1.5V-20~30sec.
a) 1hr b) 10hr c) 100hr d) 400hr

Photo. 2. Micrographs of 316 after stress free aging at 650°C. ×400(2/5)



a) 316, 1100°C×1hr W.Q.
b) 316L, 1100°C×1hr W.Q.

Photo. 1. Micrographs of 316 and 316L stainless steel castings before tests. ×400(4/5)

析出する (Photo. 3 d). その後時間の経過に伴ってごくわずかづつ析出量を増す程度で炭化物, σ 相ともに特に粗大化する傾向は認められない.

3.3.3 地質からの析出

地質からの析出は前述 δ 相内, 一次晶粒界につづいて起るが, その様相は両鋼種で若干異なる.

すなわち 316 材では 650°C 無応力下の時効で約 1,000 hr 後に炭化物および σ 相がともに析出しこれは旧 δ 相の近傍に始まる. さらに長時間後になると, 地質からの析出は進むが炭化物粒は成長せずその数を増し, σ 相はやや成長し, とともに内部からも析出が起つて地質全体に均一化する.

一方, 316L 材は 316 材とは異なり σ 相の析出が炭化物より先行し, 約 400 hr 後に析出する. 316L 材の地質から析出する σ 相は, 旧 δ 相の近傍に限られ, 内部から析出することはない. 炭化物もごくわずかではあるが地質からも析出しており, やはり旧 δ 相の近傍の方が多し傾向を示している. 316 材, 316L 材ともに地質から析出する σ 相は細かい針状を呈するのが特徴である. 参考までに 650°C 長時間クリープ試験後の組織変化の状況を Photo. 4 に示す.

Table 3. Summary of microscopic, and X-ray examination of 316 and 316L stainless steel castings after tested in various conditions.

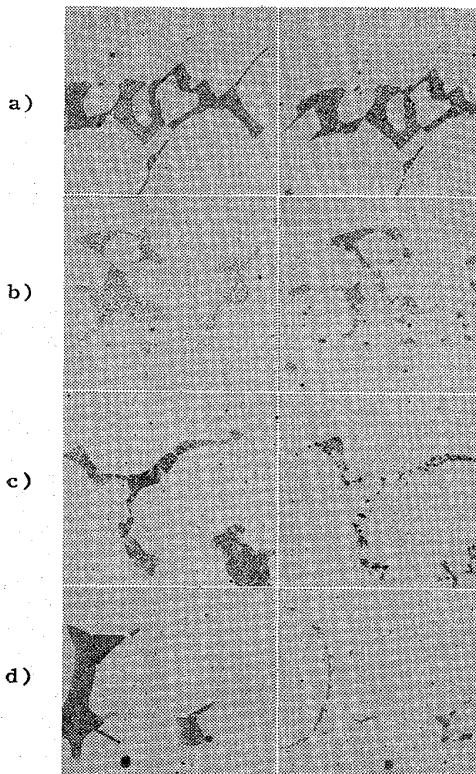
Alloy	Testing condition at 650°C		Microscopic examination			X-ray examination	
			δ	γ/γ	Matrix		
316	Stressfree aging	1 hr	C + σ			σ	
		10	//			//	
		100	//	C		$M_{23}C_6$	//
		400	//	C + σ		//	//
		1600	//	//	C + σ	//	//
	6400	//	//	//	//	//	
	Creep rupture	27 kg/mm ² 26 min	//				σ
		19 49 hr 04 min	//			$M_{23}C_6$	//
		4 100 hr	//	C		//	σ
4 1000		//	C + σ	C + σ	//	//	
Creep	9 kg/mm ² 1680 hr	//	C + σ	C + σ		σ	
	6.5 3495	//	//	//		//	
	4 10448	//	//	//		//	
	9 11067	//	//	//		//	
316 L	Stress free aging	1 hr	//			$M_{23}C_6$	σ
		10	//				σ
		100	//				//
		400	//	C + σ	σ		//
		1600	//	//	C + σ		//
	6400	//	//	//		//	
	Creep rupture	18 kg/mm ² 36 hr 05 min	//				σ
		4 100 hr	//				//
		14 338 hr 44 min	//	C + σ	σ		//
4 1000 hr		//	C + σ	C + σ		//	
Creep	12 kg/mm ² 524 hr	//	C + σ	σ		σ	
	6.5 1777	//	//	C + σ		//	
	6.5 5425	//	//	//	$M_{23}C_6$	//	
	4 9193	//	//	//		//	

3.3 X線マイクロ・アナライザーによる析出相の確認.

クリープ・ラプチュア試験後ならびに応力下、無応力下時効中の組織変化については、主として10N, KOH および Conc. NH₄OH を用いた電解エッチ法により炭化物と σ 相の識別を行なってきたが、確認の意味で 316 材、650°C、400 hr 時効後の組織について Fe, Cr, Ni の濃度分布を X 線マイクロアナライザーを用い半定量的に line scanning により調査した。Photo. 5 はその光学顕微鏡組織で AB の×印の間は line scanning の位置を示し、また Fig. 5 にその結果のチャートを示した。左半分は地質を示し、右半分は δ 相が γ 相、炭化物および σ 相に変化した部分である。なお Cr と Fe は 2 ペン同時に作動したので、Cr のチャートは多少右にずれている。

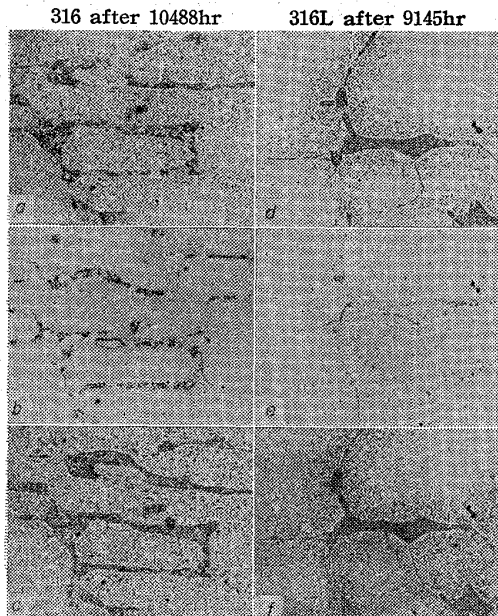
Fig. 5 により各元素の濃度分布を観察すると、 δ 相が γ 相、炭化物および σ 相に変化した部分では、Cr の濃度は地質より高く、Fe は地質よりやや低く、また Ni は

かなり低くなっている。しかもその δ 相が変化した部分では Fe と Ni の濃度分布の傾向はよく類似しているが、両者と Cr の濃度分布の関係は全く逆になつており、Fig. 5 の波型より明らかなとおり大体において、Fe が谷で Cr が山および Fe が山で Cr が谷の 2 つの部分に大別される。換言すると、 δ 相が変化した部分では主として相対的に Cr 濃度が高く Fe, Ni の濃度が低い部分、および Fe が高く Cr が低い部分が存在することを示している。Photo. 5 の line scanning を行なつた部分の組織と X 線マイクロ・アナライザー試験結果を比較すると、大体において Photo. 5 の δ 相が変化した部分の外周部および内部の炭化物と考えられるところでは Cr 濃度が高く、Fe, Ni が低くなつており、逆に σ 相と考えられる部分では前者より主として Fe の濃度が高く Cr の濃度が低くなっている。炭化物は主として Cr₂₃C₆ であろうからその Cr 濃度は比較的高いと考えられ、また σ 相は主として FeCr であろうから Cr 濃度は Cr₂₃C₆ よりやや低い Fe は炭化物中の濃度よ



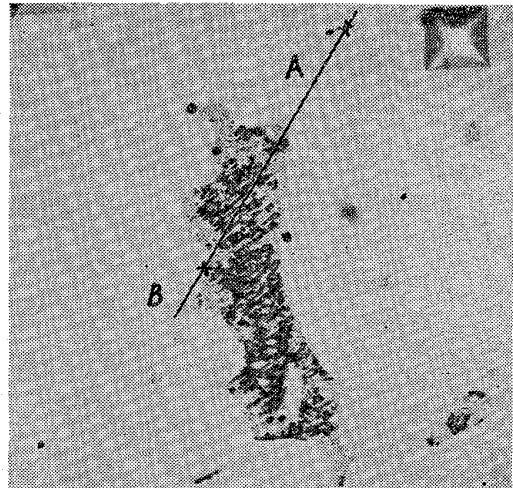
Left: 10N · KOH-1·5V-2~3sec.
Right: conc. NH₄OH-1·5V-20~30sec.
a) 1hr b) 10hr c) 100hr d) 300hr

Photo. 3. Micrographs of 316L after stress free aging at 650°C. ×400(2/5)



a) and d) 10N · KOH-1·5V-3sec. sigma-blue.
b) and e) Conc. NH₄OH-1·5V-30sec. carbide-dark, sigma-white.
c) and f) combined etching of 10N · KOH and conc. NH₄OH

Photo. 4. Etching showing the sigma and carbide phase in 316 and 316L stainless steel castings after long time creep test at 650°C and 4kg/mm². ×400(4/5)



The line \overline{AB} shows the scanning position (within XX)
Photo. 5. Micrograph of 316 after stress free aging at 650°C and 400hr.
(10N KOH-1·5V-3sec)

り高いであろう。したがってX線マイクロ・アナライザーによる Fe, Cr, Ni の濃度分布の調査結果は、10N, KOH および Conc. NH₄OH の電解エッチングによる炭化物およびσ相の識別結果とよく一致しており、カラーエッチングによる両相の識別方法が理論的に正しいことを示す一つの裏づけと考えてよいであろう。

3.4 長時間高温強度特性と組織変化の関係

前述のクリープおよびクリープ・ラプチュア試験後また応力下および無応力下時効中の組織変化の詳細な観察結果と長時間高温強度特性とを関連づけるために、それらの結果を総括して破断曲線と重ねて析出相変化の組織変化図を作成し Fig. 6 に示した。また一例として Fig. 7 には 316 材, Fig. 8 には 316L 材 650°C, 9 kg/mm² で 10,000 hr 以上のクリープ試験を実施したときのクリープ曲線上に組織変化を重ねてみた。Fig. 6 および 7 より明らかなことは、316 材と 316L 材両者間の組織変化に多少の差異は認められるが大ざっぱには、いずれも δ 相が γ+炭化物+σ に分解し、結晶粒界からの炭化物および σ 相の析出は 1,000hr 以前の間にすべて完了している。したがって 10,000hr 程度の長時間高温強度特性を支配する組織変化は、地質から析出する炭化物と σ 相の微細析出相の均一分布が主体的に寄与しているように考えられる。したがって 316 材が 316L 材に比してクリープ・ラプチュア強度の優れている理由は、Photo. 4 から明らかな通り 316 材が地質内部に微細な炭化物および σ 相が析出分布するのに反して 316L 材では δ 相の近傍のみに主として σ 相が析出し地

質内部に析出相の認められないなどの差異によるためであろうと考えられる。なお 1)~3) の析出挙動におよぼす応力の影響については概略の傾向は Fig. 6 に示したが応力によつて若干析出は促進される模様であり、この点については本実験結果からは明確ではない。

4. 考 察

650°C における組織変化は上記の通りまず初晶 δ 相が分解して γ +炭化物+ σ となり δ 相内の反応について一次晶粒界さらに地質からの炭化物および σ 相の析出が起る。 δ 相から析出した炭化物および σ 相は両鋼種とも短時間の時効で一度旧 δ 相の内部に微細な析出を起すが、炭化物は時効時間とともに主に旧 δ 相内の外周部に偏りさらに時間が経過するとやや減少する傾向を示している。

これらの点に関しては KEHSIN KOON²⁾ は 0.05% C の 316 タイプの鍛造材につき 1350°C から焼入れて得た δ 相の分解機構にふれており、H. W. KIRKBY および R. J. TRUMAN³⁾ はいろいろのオーステナイト鋼の長時間時効による組織変化を追究し炭化物が σ 相に置換えられるためであろうと述べている。また BINDARI⁴⁾ らは σ 相の量が増加することを観察している。これに対して GILMAN⁵⁾ と DULIS, SMITH⁶⁾ らのごとく炭化物の量は変化しないという報告もみ受けられるので定説はないようである。

今回われわれの実験でも炭化物の定量的な調査を行なっていないので、この点に関しては不明であるが、検鏡結果によると長時間時効後には σ 相の増加につれて炭化物は逆に減少するようにみ受けられる。

次に高温強度を組織変化の面から考察すると 316 材が 316L 材より優れている理由は 316 材の方が C% が高いため炭素による固溶体強化の効果と高温長時間時効後地質中に析出する炭化物および σ 相が 316L 材より均一に無数分布するためであろう。また 316L 材の地質に析出する σ 相が旧 δ 相の近傍に限られる理由は、316L 材では 316 材より Ni% が高いため δ 相から離れた地質内部は γ 相の安定度がやや高く、一方 δ 相の近傍は 316 材より C% が低い上に Cr, Mo など σ 相あるいは δ 相の成

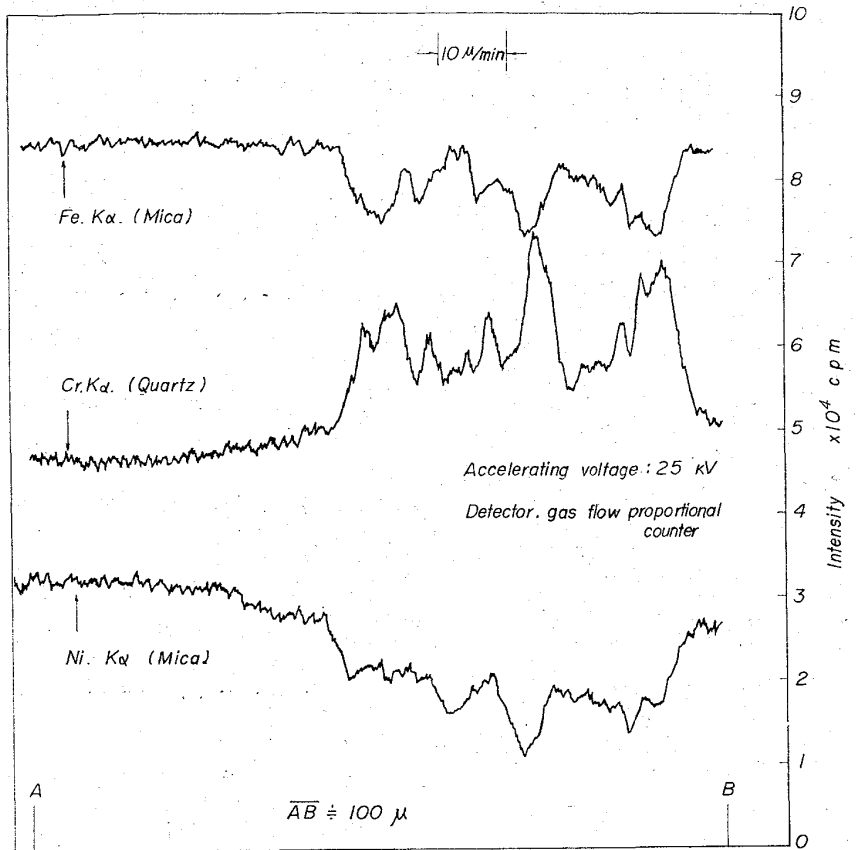


Fig. 5. Results of line scanning by X-ray microanalyzer of each element in δ phase resolved after aging at 650°C, 400hr.

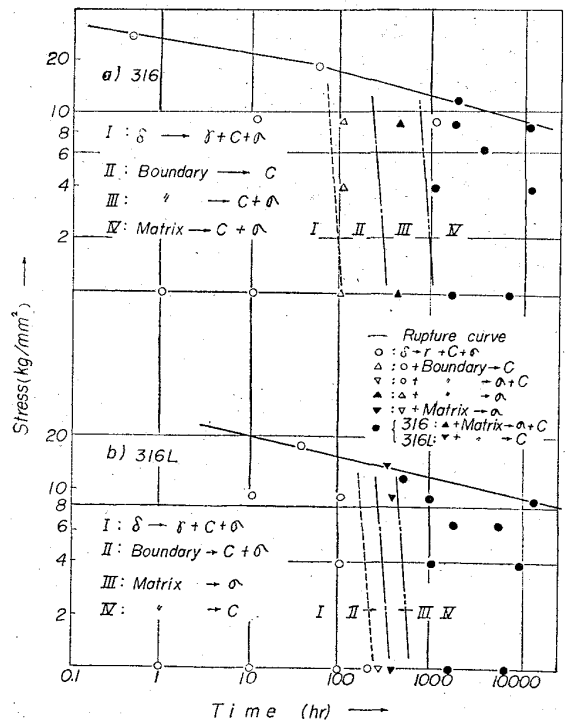


Fig. 6. Structural changes in 316 and 316L stainless steel castings during creep-rupture and long time stress free aging at 650°C.

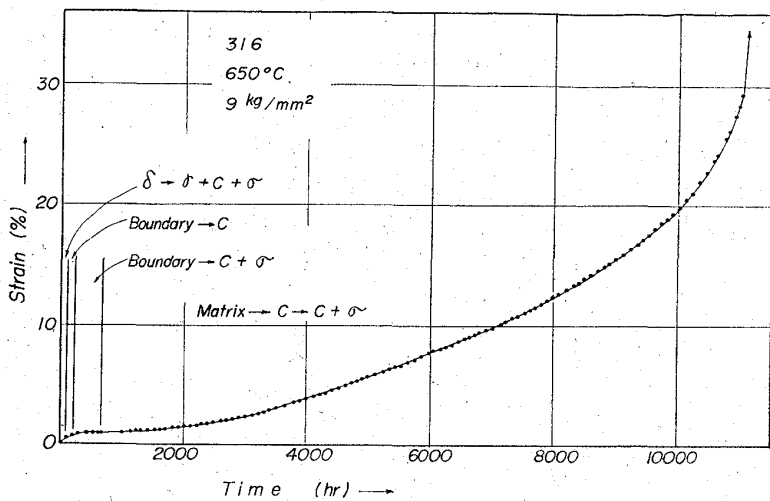


Fig. 7. Structural changes in 316 stainless steel casting during long time creep test at 650°C.

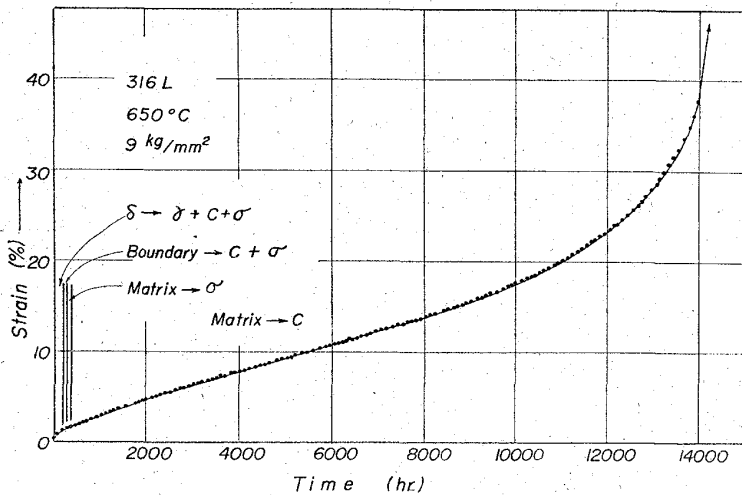


Fig. 8. Structural changes in 316L stainless steel casting during long time creep test at 650°C.

成元素の相対濃度が高いため炭化物の析出が起る前に σ 相の析出が起るのであろうと推定される。

5. 結 言

(1) 316 材および 316L 材ともに長時間後の高温強度は比較的安定である。

(2) 316 材, 316L 材の短時間および長時間の高温強度は 316 材の方がやや高い。これは炭素による固溶体強化と地質に析出する炭化物, σ 相の均一な析出分布のためであらう。

(3) 試験中の組織変化はまず初晶 δ 相が γ + 炭化物 + σ に分解し, 次に一次晶の粒界, 最後に地質からの炭化物および σ 相析出の順で進行する。

文 献

- 1) J. J. GILMAN: Trans. Amer. Soc. Metals, 44 (1952), p. 566~600
- 2) K. KOU: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 181 (1955), p. 213~217
- 3) H. W. KIRKBY and R. J. TRUMAN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.) Spec. Rep., 64 (1959), p. 242~258
- 4) A. E. BINDARI, P. K. KOH and O. ZMESKAL: Trans. Amer. Soc. Metals., 43 (1951), p. 226~242
- 5) J. J. GILMAN: Discussion to Bindari et. al.
- 6) E. J. DULIS and G. V. SMITH: Amer. Soc. Test. Mat., Spec. Tech. Publ., 110 (1951), p. 3~37