

焼戻軟化抵抗は Mo 量に比例して大きくなるがその程度は V より小さく、Cr より若干大きい。

Mo 量の増加 (0.6%) は強度が高い場合 (引張強さ 120 kg/mm²) 靱性の改善に最も効果的で、完全焼入状態において特に著しい。

2) Ni の効果

Ni は焼戻軟化抵抗に対して殆んど効果を有しない。

Ni 量の増加は、不完全焼入状態における靱性、特に低温度での靱性改善に非常に効果がある。従つて上記 Mo の増量で靱性の向上が期待出来ない大型鋼材の靱性向上に対して有効である。

3) Cr の効果

焼戻軟化抵抗は Cr 量に比例して大きくなるが、Mo より小さい。

Cr 量の増加は低温における靱性を低下させ、この事実は焼戻ぜい性と関連性があるものと考えられる。しかし、焼入性の改善効果が大きいので鋼材直径が大きい場合には焼入性改善に伴い靱性を向上させる。

4) C の効果

完全焼入が行われる範囲において、C の低下は常温ならびに低温における靱性を著しく上昇させる。

5) V の効果

V の添加は焼戻軟化抵抗を著しく増大させる。

同一オーステナイト結晶粒度の Al 添加材と較べて、V 添加材は同一焼入組織において靱性がすぐれている。しかし乍ら、オーステナイト化条件によつては焼入性を低下させる場合があるので、質量効果を加味した際には靱性に対する効果はあまり期待出来ない。

附記

本実験の研究者は、講演会発表には、中野平、牧岡稔、新名英司で行つたが、その後若干追実験を行い検討を加えた表記 4 名で投稿発表したことを附記する。

(昭和36年6月寄稿)

文 献

- 1) 西原 守, 他: 鉄と鋼, 48 (1962) 1, p. 34
- 2) W. CRAFTS, J. L. LAMONT: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 172, (1947) p. 222
- 3) R. A. GRANGE, R. W. BAUGHMANN: Trans. Amer. Soc. Metals 48, (1956) p. 165
- 4) L. D. JAFFE, E. GORDON: Trans., Amer. Soc. Metals., 49 (1957) p. 359
- 5) J. A. RAINBOLT, W. J. HARRIS: Trans. Amer. Soc. Metals., 43 (1951) p. 1175
- 6) D. K. BULLENS: "Steel and its Heat Treatment, 1948"
- 7) T. N. ARMSTRONG, O. O. MILLER: Symposium of Impact Testing, A. S. T. M., S. T. P., No. 176, 25

18Cr-8Ni-Ti 鋼の高温強度におよぼす溶体化処理の影響*

小野健二**・根本 正***・佐々木良一***

Effects of Solution Treatment on High-Temperature Properties of 18Cr-8Ni-Ti Steel.

Kenji ONO, Tadashi NEMOTO and Ryoichi SASAKI

Synopsis:

The present study was carried out to make clear the effects of solution treatment on the creep rupture properties of type 321 stainless steel.

To prepare test pieces, three kinds of stainless steel bars, 17Cr-9Ni, 17Cr-9Ni-Ti and 18Cr-11Ni-Ti with 25mm diameter were reduced to 15mm diameter by "hot-cold working" at 500°C after water-cooling from 1050°C. And then these specimens were solution-treated at various temperatures between 800°C and 1200°C for 1 hour. Some of these were reheated at 1000°C for 2 hours, 900°C for 5 hours and 800°C for 100 hours after water-cooling from 1100°C.

The obtained results were summarized as follows.

* 昭和36年4月本会講演大会にて発表 ** 株式会社日立製作所日立研究所, 工博
*** 株式会社日立製作所日立研究所

(1) Low-temperature heat-treated material had very fine grains and a low rupture strength. However, with increase of solution temperature it showed coarser grains and a higher strength, but a decreased rupture elongation. In general, rupture elongation of 18Cr-8Ni steel was larger than that of 18Cr-8Ni-Ti steel.

The effect of solution-treating temperature on the creep rupture strength of 18Cr-8Ni-Ti steel was very larger than that of 18Cr-8Ni steel.

(2) With the 18Cr-8Ni-Ti steel which had been water-cooled or furnace-cooled from 1100°C, reheated at 1000°C and 900°C after solution treatment at 1100°C, there was a considerable difference among their carbide precipitation in microstructure, although there was little difference among their creep rupture strength. Specimens which had been reheated at 800°C for 100 hours after water-cooling from 1100°C, showed a lower creep rupture strength than that of water-cooled specimens.

(3) It is presumed that the variation of strength with solution-treating temperature and time was related to both grain size and solubility of carbide.

I. 緒 言

火力発電プラントが大容量高温高圧化するにともないボイラ過熱管の一部に 18-8-Ti 鋼 321 型ステンレス鋼管が用いられるようになった。米国の大容量火力発電プラントで蒸気温度 1000°F および 1050°F のボイラに用いられた 18-8-Ti 鋼管が使用中に膨出し、中には破損するという事故が生じ、いろいろ調査検討の結果、事故を生じた鋼管はすべて結晶粒が微細 (ASTM 粒度番号 No.8 より細かい) でクリープ破断強度が低かった。これを 2000°F 以上の温度で再熱処理すると結晶粒度は ASTM No.3~No.6 程度に粗大化しクリープ破断強度は著しく改善された。

国内においても 18-8-Ti 鋼管は蒸気温度 566°C の発電プラントに使用されており、本件に関しては鋼管製造者あるいはボイラ製造者によつてそれぞれの立場から検討が加えられている²⁾³⁾⁴⁾。クリープ破断特性は同一鋼種間であつてもかなり大きなばらつきを示すものであるから、一、二の実験から断定的な結論を下しがたい面があるので、当所においても本問題について実験を行つた。比較のため Ti を含まない 18-8 鋼についても実験を行つたのであわせて報告する。

II. 実 験

(1) 試験片の調製

実際の鋼管は熱間で素管を作り、冷間引抜きで製管され、その後溶体化処理を行う。この溶体化処理条件によつて結晶粒度が著しく変わり、クリープ破断特性に大きな変動を生ずる。本実験においては試験片を冷間引抜きで作ることが困難であつたので、熱冷加工によつて試料を作り、これから溶体化処理によつて結晶粒度の異なる試験片を得た。まず高周波溶解炉で Table 1 に示す組成の試料を溶製し、比較のため Cr, Ni 量が異なる材料および Ti を含まない材料についても実験した。1150°C~950°C で直径 25mm まで鍛伸して長さ 400mm

Table 1. Chemical composition (%) of specimens.

Spec. No.	T.C	Si	Mn	P
9	0.04	0.46	0.81	0.008
8	0.05	0.33	0.87	0.012
5	0.06	0.93	0.79	0.009

Spec. No.	S	Ni	Cr	Ti
9	0.014	11.58	18.22	0.40
8	0.007	8.73	17.17	0.40
5	0.008	8.98	17.44	tr

に切断し、1050°C で 2h 保持後水冷の処理を施してから 500°C に加熱し、途中再加熱を行わないで直径 15 mm までタツプ鍛伸してこれを素材とした。鍛造中は急激な塑性変形によつて試験材が発熱し、タツプ出口で直径 15mm になつた部分は 650°C~700°C 位の温度を示したが、ただちに色が消え 550°C 以下に下つた。このような熱冷加工を与えた素材を長さ約 100mm に切断し、Table 2 に示す熱処理を施した後所定の試験片に加工した。表の中で X, Y, Z および F は結晶粒度が同一であるが炭化物の析出状態を変えた場合に、クリープ破断強度にどのような影響があるかを調べることを目的とした。

(2) 組織の観察

Table 2 の熱処理を施した試験片から顕微鏡試験片を採取し組織を観察するとともに結晶粒度を測定した。一部の試験片は水冷のままでは境界がきわめて細く、粒度判定に困難を感じたので、水冷後 650°C で加熱し境界に炭化物を析出させて判定を容易にし、ターレット式オーステナイト結晶粒度接眼レンズにより測定した。

(3) 引張試験

20 t アムスラー型万能試験機を用い、平行部直径 8 mm、標点距離 28mm の試験片により、室温および 650°C で試験し、引張強さ、伸び、絞りを求めた。

(4) クリープ破断試験

荷重容量 3t の東京衡機製 C-3 型および自家製 6 本吊式クリープ破断試験機を用い、平行部直径 6mm、標点距離 30mm の試験片により 650°C で試験を行った。

Table 2. Heat treatment of test pieces.

Marks			Heat treatment
No. 9	No. 8	No. 5	
9	8	5	As hot-cold worked
98	88	58	800°C 1h water-quenched
99	89	59	900°C 1h water-quenched
910	810	510	1000°C 1h water-quenched
910.5	810.5	510.5	1050°C 1h water-quenched
911	811	511	1100°C 1h water-quenched
911.5	811.5	511.5	1150°C 1h water-quenched
912	812	512	1200°C 1h water-quenched
9A	—	5A	1100°C 5mn water-quenched
9B	—	5B	1100°C 15mn water-quenched
9C	—	5C	1100°C 30mn water-quenched
9F	—	5F	1100°C 1h furnace-cooled
9X	—	—	1100°C 1h water-quenched and 900°C 5h air-cooled
9Y	—	—	1100°C 1h water-quenched and 1000°C 2h air-cooled
9Z	—	—	1100°C 1h water-quenched and 800°C 100h air-cooled

III. 実験結果

(1) 組織および結晶粒度

Photo. 1 および 2 は代表的な組織を示す。熱冷加工のままでは No. 5, No. 8, No. 9 材ともに結晶粒が流れている。溶体化温度 800°C では再結晶が開始し一部に再結晶粒が認められ、900°C では再結晶はほぼ完了しているが、結晶粒は著しく微細であり、No. 5 は一部に再結晶未了の組織が認められた。溶体化温度の上昇とともに結晶粒は粗大化する。Fig. 1 は溶体化処理によるビツカース硬さおよび結晶粒度の変化を示す。No. 5 材がもつとも結晶粒は成長しがたく、No. 8 がこれにつき、No. 9 がもつとも成長しやすい。また硬さは熱冷加工のままでは Hv 300 前後を示すが、再結晶により急激に軟化し Hv 160 前後となり、それ以後溶体化温度の上昇とともにわずかに軟化する。No. 5 材の再結晶後の硬さは No. 8, No. 9 よりやや高い。No. 5 材は Fig. 1 に示すように 1150°C, 1200°C で溶体化処理したものは混粒組織を呈した。1100°C で 1h 保持して水冷後 1000°C で 2h 加熱空冷したものは結晶粒界に炭化物の析出が認められ、900°C で 5h 加熱後空冷では粒内にもかなり析出を生じ、800°C で 100h 加熱後空冷では粒内の析出は著しい。1100°C における保持時間が 5mn~60mnの間では大きな差はないが保持時間の長い方がやや結晶粒は大きくなる。

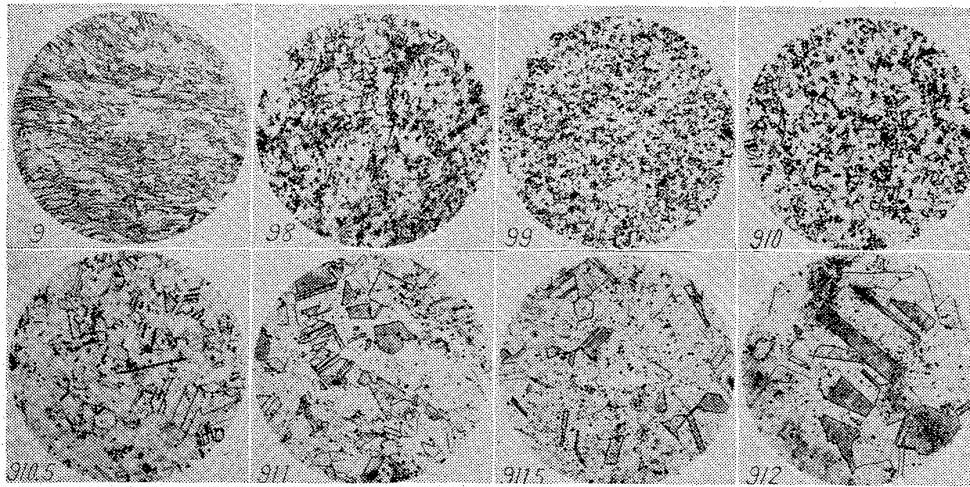
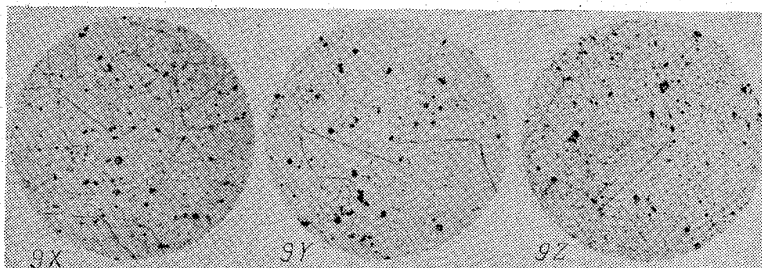


Photo. 1. Variation of microstructure with solution-treating temperature for specimens.

×100 (1/2)



×100 (1/2)

Photo. 2. Microstructure of specimens heated at various conditions after solution-treated at 1100°C.

(2) 引張試験結果

Fig. 2 は引張試験結果 (1) で溶体化処理温度の影響を示す。室温における引張強さは熱冷加工のままでは 80 kg/mm² 以上を示すが、溶体化温度が 900°C 以上のものは再結晶によつて 61~63 kg/mm² に減少し、以後溶体化処理温度の上昇とともにわずかに低下し、1200°C の溶体化処理では 55~57 kg/mm² となる。これに対し 650°C の引張強さは 900°C の溶体処理で最小値を示し、それ以後溶体化処理温度の上昇とともにわずかに高くなる。伸びは室温では再結晶および結晶粒の成長とともに大きくなり、650°C では結晶粒が成長して

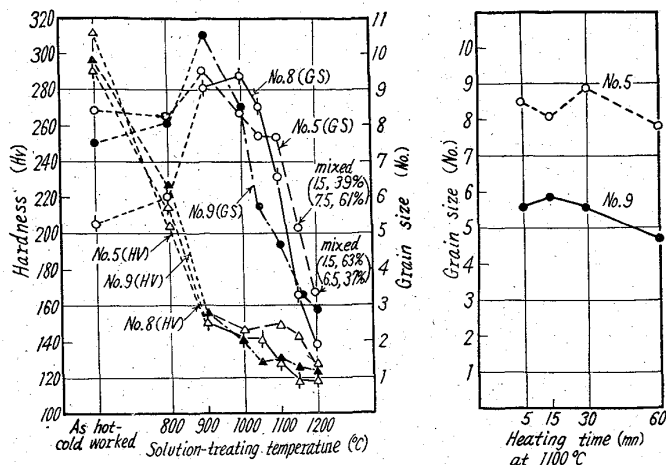


Fig. 1. Variation of grain size number and hardness with solution-treating temperature and time.

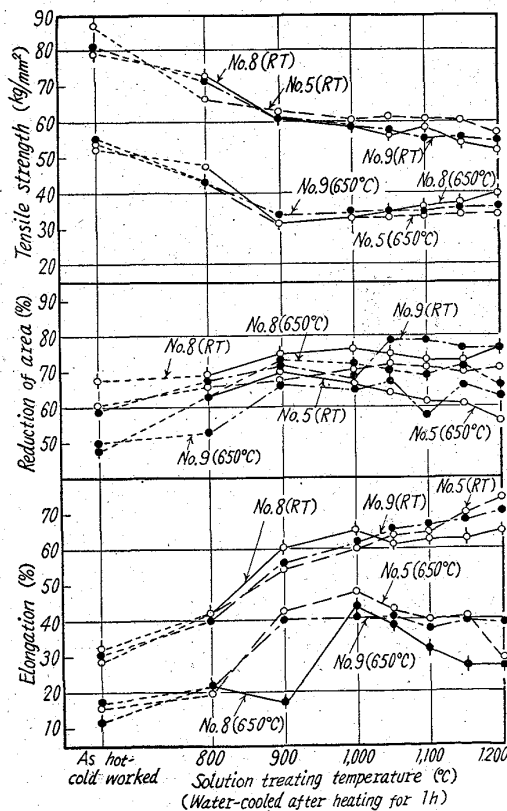


Fig. 2. Results of tensile test (1)

もあまり変わらない。絞りは室温、650°Cともに再結晶によって増大し、それ以後溶体化温度の上昇とともに室温ではやや増加の傾向を、650°Cではやや低下の傾向を示す。

Fig. 3は引張試験結果(2)で保持時間および冷却速度の影響を示す。1100°Cにおける保持時間が長くなるにつれ No.9材では引張強さがわずかに低下し、室温の伸び、絞りは増加する。650°Cの伸び、絞りは30mnまでは増加し60mnでは5mnより低い。これに対し

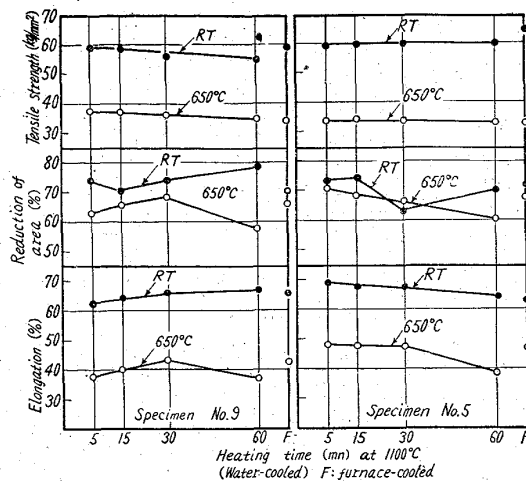


Fig. 3. Results of tensile test. (2)

No.5材では引張強さは保持時間に影響されず、伸び、絞りは保持時間が長くなると室温、650°Cともに低下する。炉冷と水冷と比較すると、室温では炉冷の方が引張強さが若干高く、伸び、絞りがやや低いが、650°Cでは逆に水冷の方が引張強さがわずかに高く、伸び、絞りが若干低い。

(3) クリープ破断試験結果

Fig. 4~Fig. 7はクリープ破断試験結果を示す。Fig. 8は No.9材のクリープ破断伸びと破断時間の関係を示す。結晶粒度の細かい99が著しく大きな破断伸びを示す。大分ばらついているものもあるが、全体の傾向としては溶体化処理温度が高いものおよび長時間で破断したものは破断伸びが小さい。1100°Cから炉冷したものは水冷にくらべ著しく破断伸びが小さく、また1100°Cでの保持時間の短いものも小さい。また1100°Cから水冷後800°Cで100h加熱し炭化物を充分析出させた9Zは破断伸びが大きい。つぎにFig. 9はクリープ破断曲線の1部を示す。溶体化処理温度によってクリープ曲線の形が変化し、ほぼ同一の時間でクリープ破断する場合でも、比較的低温で溶体化したものはクリープ速度が大きく、全試験時間にわたってなだらかに伸びて行くが、高温で溶体化したものはクリープ速度が小さく、破断に近づくまではあまり伸びず破断に近づいてから急に伸び速度が大となる。全体的に No.5材の方が破断伸びが大である。

Table 3は650°Cにおける100h、1000hおよび10000hクリープ破断強度を示す。10000h強度は外挿推定値である。Fig. 10は1000hクリープ破断強度および結晶粒度の溶体化処理温度による変化を示したもので、再結晶終了後結晶粒の成長とともにクリープ破断強

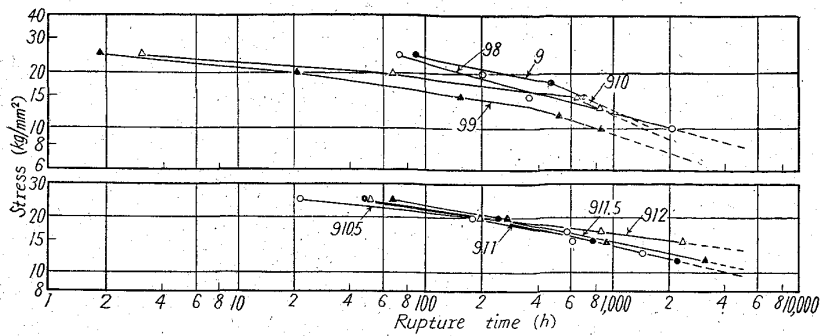


Fig. 4. Stress-time curves for No.9 specimen. (1)

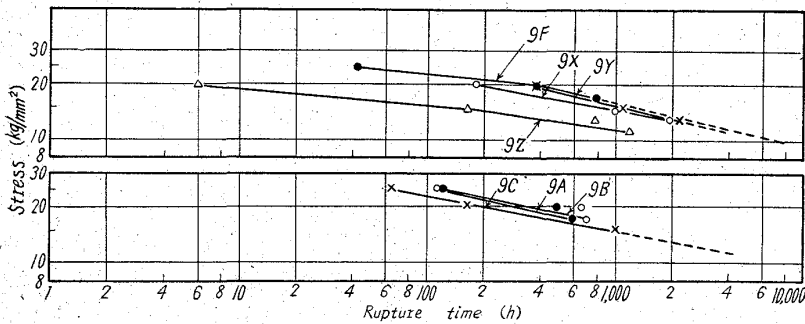


Fig. 5. Stress-time curves for No.9 specimen. (2)

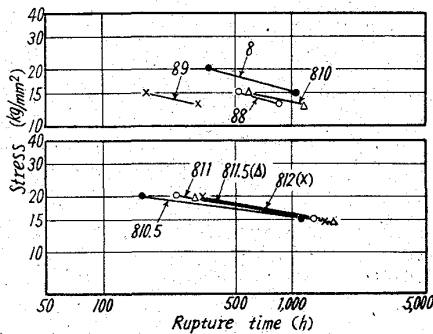


Fig. 6. Stress-time curves for No.8 specimen.

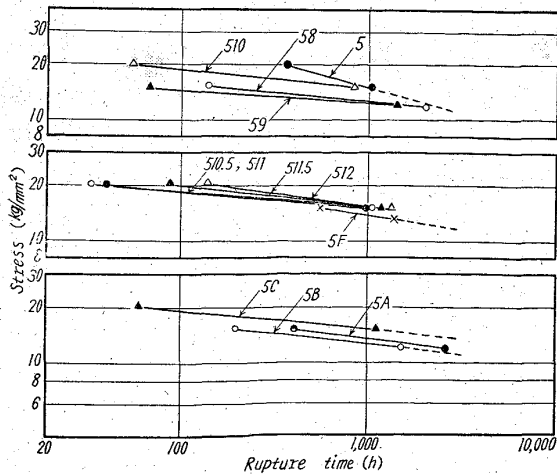


Fig. 7. Stress-time curves for No.5 specimen.

度の増大する傾向がよくわかる。No. 5材では溶体化温度 1000°C と 1200°C とで 650°C の 1000 h 破断強度の差は 1 kg/mm² でその変化は小さいが、この差は No.9 材では 4.5 kg/mm² に達し、No.8 材でも 3 kg/mm² の差がある。すなわち溶体化処理温度の影響は Ti を含む材料に対する方が Ti を含まない材料に対するよりも大きい。No. 910.5, 911, 911.5 などは応力破断時間線図が 200~300 h 付近で下に折れるが 912 は試験した 3000 h までの範囲ではこのような折れ曲りは見られず、したがって、10000 h の外挿推定強度は前三者にくらべ約 40% 高い。No.9 材では 1100°C における保持時間の影響はほとんど認められないが、No.5 材では 5mn, 15mn 保持のものが 30mn, 60mn 保持のものよりやや弱い。炉冷した 9F と水冷した 911 を比較すると破断強度は 9F の方がやや高いが、破断伸びは著しく小さい。No.5 材ではこれと逆に、炉冷した 5F は水冷の 511 より破断強度は弱く、伸びは比較的大きい。1100°C から水冷後 1000°C で 2h 加熱した 9X, 900°C で 5h 加熱した 9Y は水冷のままのものにくらべ伸びはやや小さいが、破断強度はやや高い。水冷後 800°C で 100h 加熱した 9Z はかなり強度が低下する。

Photo. 3 は破断試験片の代表的な組織を示す。1050

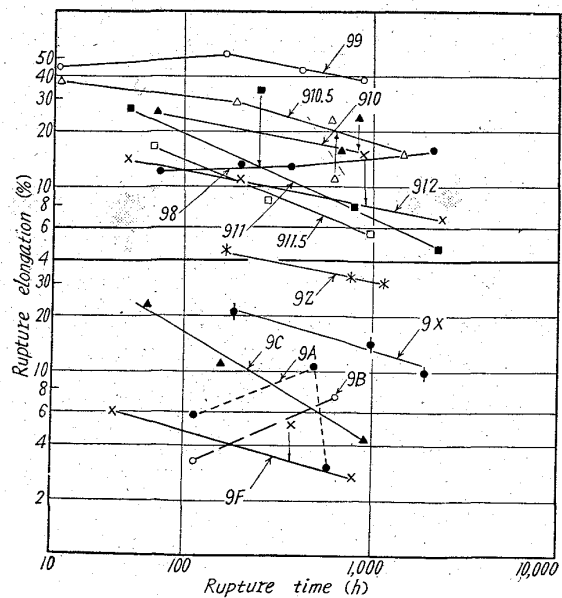


Fig. 8. Creep rupture elongation of No.9 specimen.

Table 3. Creep rupture strength (kg/mm²) at 650°C.

	100 h	1,000 h	10,000 h*		100 h	1,000 h	10,000 h*		100 h	1,000 h	10,000 h*
9	24.5	13.0	4.6	8	—	15.0	8.0	5	—	15.0	7.5
98	23.0	9.0	6.0	88	—	12.0	5.5	58	—	12.5	10.0
99	16.0	9.5	4.4	89	—	10.0	—	59	14.5	12.5	10.0
910	19.0	12.0	—	810	—	13.0	8.0	510	18.5	14.5	12.0
910.5	21.0	14.0	8.2	810.5	—	15.0	10.5	510.5	18.0	15.0	12.0
911	22.0	14.0	8.3	811	—	15.5	10.5	511	18.0	15.0	12.0
911.5	23.5	15.0	8.5	811.5	—	16.0	11.0	511.5	19.5	15.5	12.0
912	22.5	16.5	12.0	812	—	16.0	11.0	512	—	15.5	12.0
9A	26.0	15.0	—					5A	—	13.5	9.8
9B	26.0	16.0	—					5B	—	12.5	9.6
9C	22.5	15.0	9.6					5C	—	15.0	12.0
9F	23.0	16.0	9.0					5F	—	13.5	9.6
9X	—	15.0	9.5								
9Y	—	15.0	9.0								
9Z	15.5	12.0	5.0								

* extrapolated value.

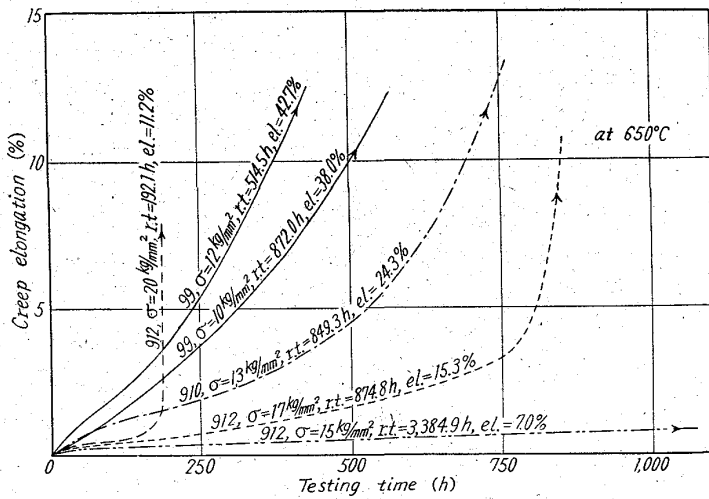


Fig. 9. Typical creep rupture curves for No. 9 specimen.
(r.t.=rupture time)

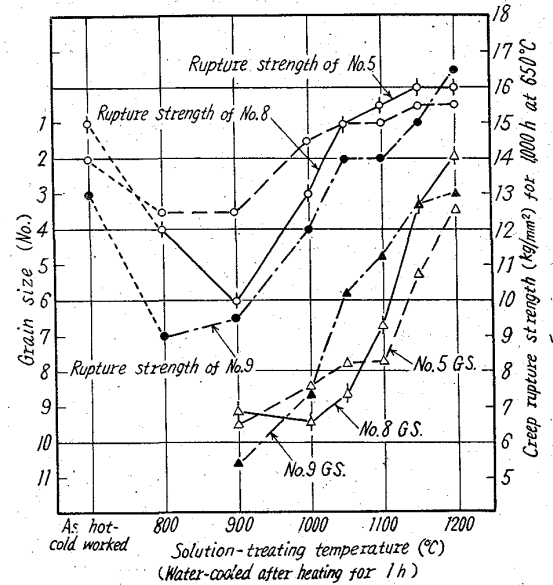


Fig. 10. Effect of solution-treating temperature on creep-rupture strength and grain size.

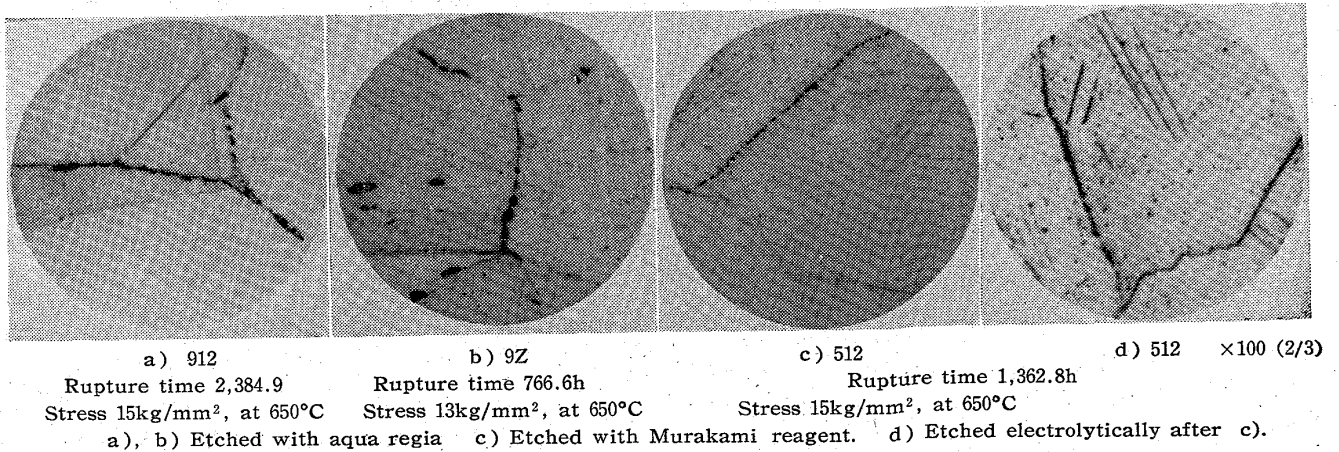


Photo. 3. Microstructures of creep-ruptured specimens.

°C 以上で溶体化処理した試料は試験前には粒界がきわめて細く、粒界とは関係なしに介在物が存在するのであるが、クリープ破断後では析出が著しい。9X, 9Zなどはじめから粒内に析出物の多い試料を除き、No. 9 および No. 8 材では粒界の析出がほとんどである。腐食の様相から析出物は少なくとも2種あるように思われる。No. 9 および No. 8 材の析出物は村上試薬に腐食されない。No. 5 材では Photo. 3 に示す通り、村上試薬により腐食され、粒界だけでなく粒内の滑り線に沿って析出を生じていることがわかる。これをさらに電解腐食すると粒界にはさらに別な析出物が認められる。

IV. 検 討

18-8-Ti 鋼の No. 9 および No. 8 材に対しては溶体化処理温度の影響は極めて大きく、熱冷加工後 1000°C 以下の加熱では結晶粒度は非常に微細で、クリープ破断強度は著しく弱い。本材の溶体化処理は少なくとも 1050°C 以上で行い結晶粒がある程度粗いことが必要であろう。一般に結晶粒の細微な材料は粗粒の材料に比べてクリープに弱いといわれている。しかし溶体化処理温度が高くなると結晶粒が成長するとともに TiC などの炭化物も固溶し、その後の析出条件が変わり、マトリックスの高温強度に著しく関係する。したがって結晶粒度と析出物の固溶といずれがより大きい因子であるか問題である。これについて 18-8-Ti 鋼を高温で溶体化処理し、その後溶体化温度より低い温度に再加熱したものが、溶体化処理のままのものより破断時間が短くなる結果が報告され²⁵⁾、TiC をできるだけ固溶させたものがもつともクリープ破断強度が高く、また TiC のオーステナイト中における平衡関係が同一で粒度のみ異なる場合は結晶粒度はクリープ伸びに絞りに影響するが、クリープ破断強度には影響しないと述べられている。しかし本実験の結果では 1100°C で溶体化処理して水冷後、1000°C (9Y) または 900°C (9X) で加熱して析出物をかなり生じさせたもの、また 1100°C から炉冷してかなり析出が認められるものと、1100°C から水冷のままのものと比較すると、クリープ破断伸び、絞りの点では差があるがクリープ破断強度の点では全く差を認めることができない。したがって TiC の固溶度のみが強度に関係するとはいえない。Ti を含まない No. 5 材に対しては溶体処理温度の影響が小さい。またクリープ破断強度におよぼす溶体化処理温度の影響は 18-8-Cb 鋼の方が 18-8-Ti 鋼よりもはるかに小さいことが指摘されている⁹⁾。したがって 18-8-Ti 鋼は溶体化処理温度に特に敏感であるように思われ、このことは TiC の固溶、析出と密接に関

係していると想像されるが、TiC の固溶度だけではこの変化は説明困難であつて、結晶粒度も関連しているものと考えなければならない。

クリープ曲線の形状については、溶体化処理温度によつてそれが著しく異なり、比較的低温で処理されたものは比較的初期の段階から次第にクリープ速度が増し、大きな伸びを示して破断することがすでに指摘されている⁹⁾。本実験結果も Fig. 9 にその 1 例を示したように溶体化処理温度の低いもの程同様の傾向が顕著に認められた。9Z の場合も低温で溶体化処理した材料と同様のクリープ曲線を示し、かつクリープ破断強度は溶体化のままよりも低下する。したがって溶体化温度が低く炭化物が相当程度未固溶で残存する場合、あるいは 9Z のように水冷後 800°C で炭化物を粒内に充分析出させた場合はマトリックス自体のクリープ抵抗が低下し、主としてこれが破断強度と関連し、一方ある程度以上炭化物がマトリックスに固溶している状態ではマトリックスのクリープ抵抗が大きくなり、粒界における反応が破断強度に主なる関連を有することになるのであろう。

Ti を含まない 18-8 鋼について溶体化温度が高く、結晶粒度の粗い方が、クリープ破断時間が短くなる例⁹⁾が報告されている。本実験では 1000~1200°C の溶体化処理において大差はないが、溶体化温度が高く、粒度の粗い方がクリープ破断強度はやや高く、少なくとも溶体化温度の高い方が弱いという傾向は認められない。本実験では熱冷加工後溶体化処理を行つたので 1200°C の溶体化処理後でも比較的結晶粒が細かいので、もし結晶粒度の影響がある粒度で山を作ると仮定すれば両者の結果は矛盾しないことになるが、このような仮定が許されるかどうか疑わしい。

650°C でクリープ破断試験中に生ずる析出物についてはすでに色々研究が行われており^{9,10)}、18-8-Ti 鋼の場合は TiC と $M_{23}C_6$ と σ 相の存在が指摘されている。したがって本実験においてクリープ破断後、腐食の様相から 2 種以上あると認められた析出物は No. 9 および No. 8 材では主として TiC + σ 相、No. 5 材では $M_{23}C_6$ + σ 相と考えられる。この試験中に生ずる析出は最初の状態の相異、特に結晶粒度の差や TiC の固溶度と関連して複雑な変化を示し、これが前述のいろいろな相異をもたらすものであろう。したがってただ一つの実験からすべての場合に適用されるような結論を引き出すことは危険であろう。

V. 結 言

18-8-Ti 鋼および 18-8 鋼の高温強度におよぼす熱冷

加工後の溶体化処理条件の影響を検討し次の諸点を明らかにした。

(1) 溶体化処理温度が低く結晶粒が細かいときはクリープ破断強度は低いが、処理温度の上昇とともに結晶粒は大きくなり、クリープ破断強度は高くなる。溶体化処理条件が高温強度におよぼす影響は 18-8-Ti 鋼に対する方が 18-8 鋼に対するよりも著しく大きい。

(2) 溶体化処理温度の上昇により破断強度は高くなるが、破断伸びは著しく小さくなる。全体的に 18-8 鋼の方が伸びは大きい。

(3) 18-8-Ti 鋼においては、1100°C から炉冷したものの、1100°C で溶体化処理後 1000°C および 900°C で加熱したもののクリープ破断強度は 1100°C 水冷のままのものと大きな差はない。1100°C で溶体化処理後 800°C で 100h 加熱して炭化物を充分析出させたものは、1100°C から水冷のままにくらべ破断強度は低下し、破断伸びは大きい。

(4) 18-8-Ti 鋼の溶体化処理による強度変化は結晶粒度あるいは炭化物の固溶度のいずれか一方のみが原因

であると考えたのでは説明が困難で、両者がともに関連していると考えるのが妥当である。

おわりに本研究を行うにあたって御指導いただいた日立製作所日立研究所三浦所長をはじめ御援助下さった日立工場火力設計部綿森部長、呉工場設計部杉沼部長の方々に感謝申し上げるとともに、熱心に実験に従事した志賀正男君に謝意を表する (昭和36年8月寄稿)

文 献

- 1) 池島: 火力発電, 9 (1958) 484
- 2) 西原, 平野, 山本, 吉田: 鉄と鋼, 45 (1959) 1357
- 3) 寺井: 鉄と鋼, 46 (1960) 151
- 4) 織田, 片山, 小川, 満浦: 日本金属学会誌, 25 (1961) 238
- 5) 篠田: 鉄と鋼, 47 (1961) 540
- 6) 寺井: 鉄と鋼, 46 (1960) 379
- 7) 中川, 乙黒: 鉄と鋼, 46 (1960) 982
- 8) W. KOCH, A. SCHRÄDFR, A. KRISCH, H. ROHDE: Stähle u. Eisen, 78 (1959) 1251
- 9) 三好, 行俊: 住友金属, 11 (1959) 284
- 10) 織田, 吉川, 片山, 上原: 日本金属学会誌, 25 (1961) 241