

# 12 Cr 耐熱鋼のクリープ破断性質に及ぼす オーステナイト化処理条件の影響

劉 興陽\*・藤田 利夫\*<sup>2</sup>

## Effects of Austenitizing Conditions on Creep Rupture Properties of a 12 Cr Heat Resisting Steel

Xing-yang LIU and Toshio FUJITA

### Synopsis :

The effect of austenitizing conditions on creep rupture properties has been investigated for a 12%Cr heat resisting steel.

1) The creep rupture strength at 600°C was improved considerably by increasing austenitizing temperature from 950°C to 1100°C. Increasing austenitizing temperature further from 1100°C to 1150°C or higher has no distinct improving effect on creep rupture strength, but causes a drastic reduction in creep rupture ductility. Therefore, the optimum austenitizing temperature for the steel would be around 1050°C to 1100°C.

2) The increase in austenitizing temperature resulted in a decrease in the amount of undissolved carbides such as  $M_{23}C_6$  and NbC.  $M_{23}C_6$  dissolves completely at about 1100°C and NbC does at about 1150°C for 1/2 h. For the decrease in the amount of undissolved carbides gives solution hardening effect and fine-precipitation hardening effect after tempering, it is considered that the change in the amount of residues with the change in austenitizing temperature is the most important factor affecting creep rupture strength.

3) The increase of prior austenite grain size with the increasing austenitizing temperature also contributes some what to the improvement of creep rupture strength, but may bring about higher concentration of S at the grain boundaries and thus, reduces creep rupture ductilities drastically.

4) Varying austenitizing time from 30 min to 2 h at 1050°C and 1100°C has no distinct effect on creep rupture properties.

**Key words :** 12%Cr steel ; austenitizing condition ; creep rupture strength ; ductilities ; undissolved carbide ; prior austenite grain size ; concentration of S.

## 1. 緒 言

12 Cr 系耐熱鋼は常温及び 600°C 以下の高温ですぐれた強度特性を有するとともに、比較的安価であるため、蒸気タービンのロータ及び動翼材として広く使われている。しかし、600~650°C で使用される場合、さらに高温強度を改善しなければならない。12 Cr 系耐熱鋼の高温強度に影響を及ぼす因子のうち組成の影響がもつとも大きい、オーステナイト化（以下“ $\gamma$ 化”と記す）温度も重要な影響を及ぼすものと考えられる<sup>1)~5)</sup>。これまでの研究結果によると、高温強度に及ぼす $\gamma$ 化温度の影響は、基本組成（とくに C, N, Nb, Ti, Ta などの含

有量）、微細組織（ $\delta$ フェライトの有無）などによつて変化し<sup>1)2)4)</sup>、基本組成の違うものについてはそれぞれの最適 $\gamma$ 化処理温度が存在すると思われる。また、これまでに行われた $\gamma$ 化処理温度の影響についての報告の多くは<sup>1)~5)</sup>、高温強度に及ぼす $\gamma$ 化処理温度の影響の現象そのものを報告するにとどまっております、高温強度変化の要因については詳しく検討されていない。一方、Wilcoxらは<sup>6)</sup> 12 Cr 系耐熱鋼の $\gamma$ 化温度及び時間と微細組織の影響を調べて、 $\gamma$ 化処理条件と $\delta$ フェライトの量との関係を明らかにしたが、クリープ破断強度には触れていない。そこで、本研究では、12 Cr 系耐熱鋼中高温強度がもつともすぐれている改良 TAF<sup>7)</sup> 鋼を用いて $\gamma$ 化処

昭和 59 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 6 月 4 日受付 (Received June 4, 1987)

\* 東京大学大学院 (Graduate School, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku, Tokyo 113)

\*<sup>2</sup> 東京大学工学部 工博 (現：東京大学名誉教授) (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, Now Professor Emeritus)

Table 1. Chemical compositions (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
0.20	0.05	0.45	0.010	0.003	0.52	10.20	1.47	0.19	0.032	0.0267

Table 2. Heat treatments.

Quenching :	950°C~1200°C × 1/2 h, A. C.
	1050°C, 1100°C × 1/2~2 h, A. C.
	1100°C × 2 h, A. C. + 1050°C × 1/2 h, A. C.
	1100°C × 2 h, A. C. + 1100°C × 1/2 h, A. C.
Tempering :	700°C × 1 h, A. C.

理条件を変化させ、最適 $\gamma$ 化処理条件を調べるとともに、高温強度及び延性に影響を及ぼす要因について検討することにした。

## 2. 供試材及び実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。試料は真空溶解法+ESR法で2t溶解したのち、1150~950°Cで実ロータを想定した鍛造を行い、所定の温度でパーライト変態させた。このように用意した素材から15×15×70 mmの試片を切り出して、Table 2に示すような熱処理を行った。すなわち、 $\gamma$ 化処理温度を950~1200°Cで変化させ、1/2 h保持したのち空冷した。また、1050°Cと1100°Cにおいて $\gamma$ 化処理時間を1/2 hから2 hの範囲で変化させてから空冷した。また、結晶粒径の影響を調べるために、1100°C × 2h, A. C. の $\gamma$ 化処理した試料を二つに分け、それぞれに1050°Cと1100°Cで1/2hの $\gamma$ 化処理を再度施した。いずれの試料も700°C, 1hの焼もどしを行った。

クリープ破断試験は、平行部直径6 mm、標点間距離30 mmの試片を用いてレバー式シングル試験機で行った。

光顕組織用試料は、バフ研磨したのち10% 蔞酸水溶液にて約500 mA/cm<sup>2</sup>の電流密度で電解腐食して検鏡に供した。未固溶析出物の観察は、カーボン抽出レプレカを用いて析出物を抽出し、加速電圧200 kVの条件で透過電顕にて行った。

クリープ破面の観察はSEMで行った。

析出物の抽出には電解分離法を適用した。電解液は5% 塩酸+95% メチルアルコールで、電流密度を約60 mA/cm<sup>2</sup>とし、5~6h電解を行ってから、0.1  $\mu$ mのフィルターで残さを回収し、抽出残さをX線回折により同定した。

粒界のオージェ分光分析用試料は焼入れ及び焼もどしを行った後、1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+NaAsO<sub>2</sub> (250 mg/l) 液にて100 mA/cm<sup>2</sup>の条件で、約50h水素チャージしてから分

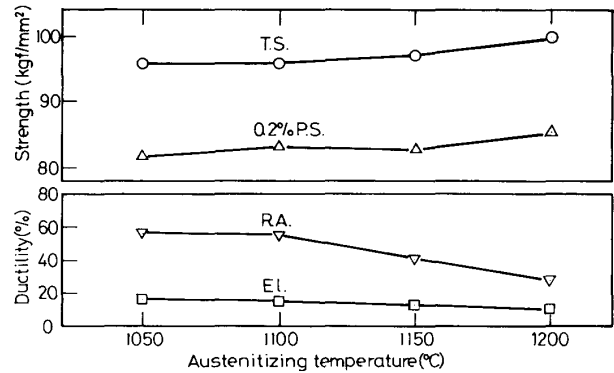


Fig. 1. Effect of austenitizing temperature on tensile properties at room temperature.

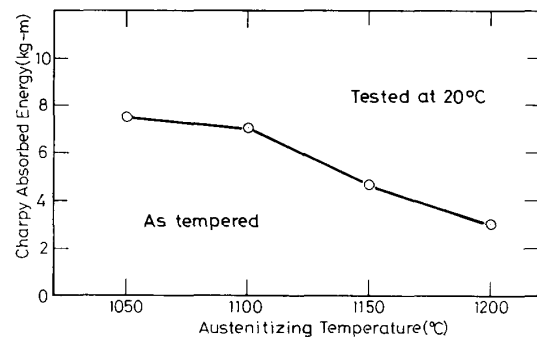


Fig. 2. Effect of austenitizing temperature on Charpy impact properties at room temperature.

析に供した。

分析は加速電圧10 kV、負荷電流40  $\mu$ Aで行った。

## 3. 実験結果

### 3.1 常温での機械的性質

$\gamma$ 化処理温度と室温での常温引張特性との関係を Fig. 1 に示す。1050°C以上の温度での $\gamma$ 化材は80 kgf/mm<sup>2</sup>以上の0.2%耐力と95 kgf/mm<sup>2</sup>以上の引張強さを示しているが、 $\gamma$ 化処理温度の上昇に従って耐力と引張強度はやや上昇する。これに伴い、延性、とくに絞り低下する。

常温靱性は Fig. 2 に示すように、 $\gamma$ 化処理温度が高いほど、シャルピー吸収エネルギーが低くなる。

### 3.2 クリープ破断特性

600°Cにおけるクリープ破断時間に及ぼす $\gamma$ 化処理温度の影響を Fig. 3 に示す。 $\gamma$ 化処理温度が950°Cから

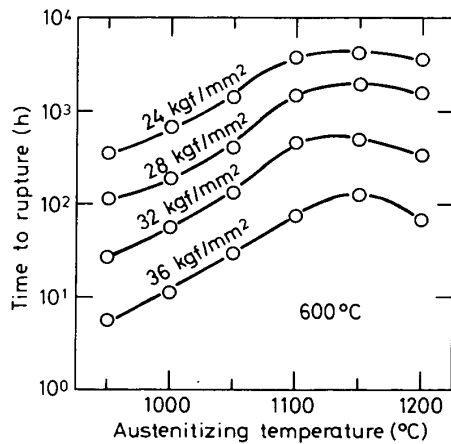


Fig. 3. Effect of austenitizing temperature on creep rupture time.

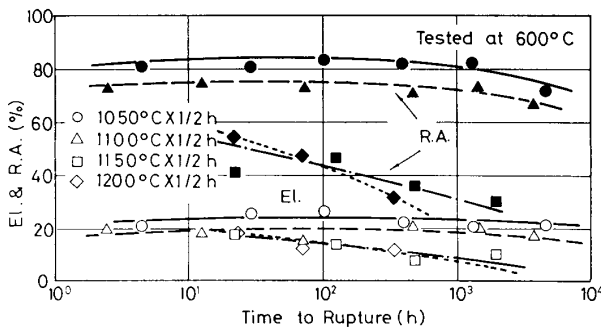


Fig. 4. Effect of austenitizing temperature on creep rupture ductilities.

1100°C に上がると、クリープ破断時間が大幅に上昇する。例えば、600°C、24 kgf/mm<sup>2</sup> の試験条件では、950°C 及び 1050°C  $\gamma$  化材の破断時間がそれぞれ 374 h、1320 h であるのに対して、1100°C  $\gamma$  化材の破断時間が約 3800h であり、950°C  $\gamma$  化材の約 10 倍、1050°C  $\gamma$  化材の約 3 倍になっている。しかし、1100~1200°C の範囲では、 $\gamma$  化処理温度はクリープ破断強度に及ぼす影響が小さく、1200°C  $\gamma$  化材はむしろ 1150°C  $\gamma$  化材よりやや破断時間が短くなっている。

$\gamma$  化処理温度によるクリープ破断延性の変化を Fig. 4 に示す。 $\gamma$  化処理温度が高いほど延性が低く、とくに 1150°C をすぎると延性は急激に低下する。クリープ破断強度と破断延性を総合して考えると、本鋼の最適  $\gamma$  化処理温度は 1100°C 前後にあると結論される。

一方、Fig. 5 に示すように、本実験の範囲では、クリープ破断強度に及ぼす  $\gamma$  化処理時間の影響は認められない。

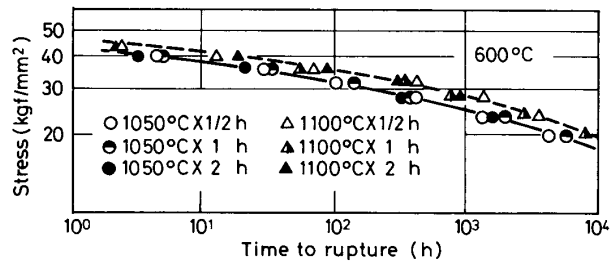


Fig. 5. Effect of austenitizing time on creep rupture strength.

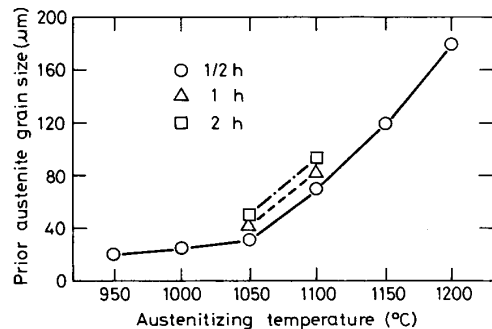


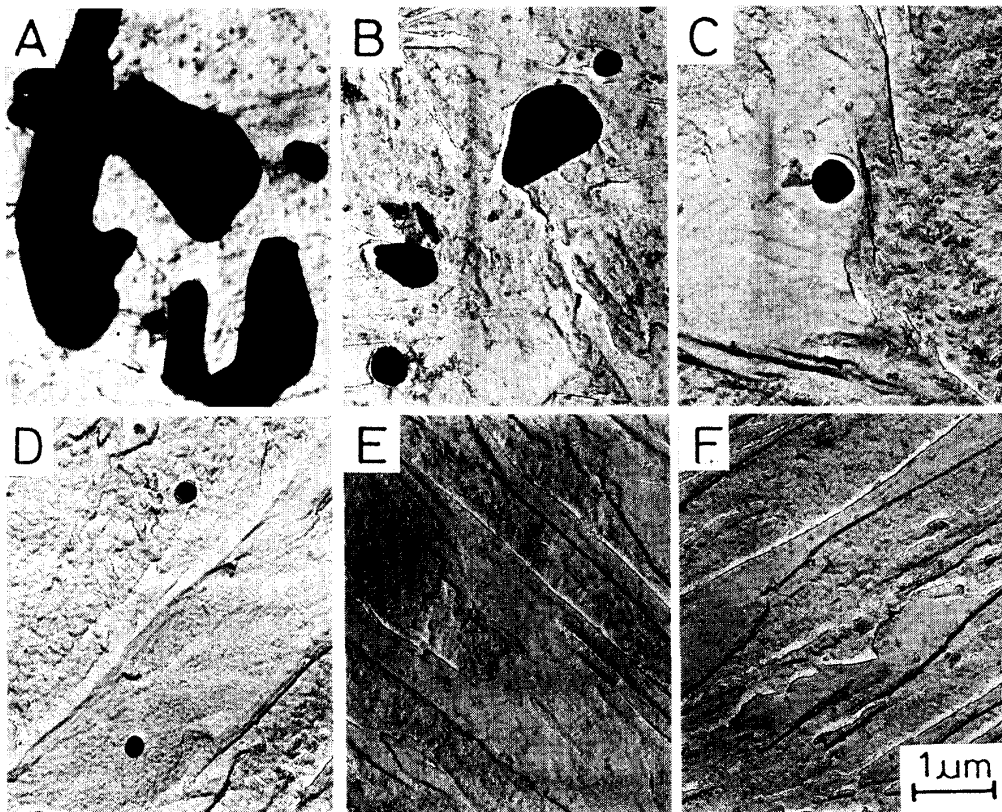
Fig. 6. Change of prior austenite grain size with austenitizing temperature and time.

### 3.3 微細組織及び析出物

$\gamma$  化処理条件による旧オーステナイト粒径の変化は Fig. 6 に示すように、1050°C 以下で  $\gamma$  化処理する場合、結晶粒径が細かく平均粒径は約 20~30  $\mu\text{m}$  であるが、 $\gamma$  化処理温度が高くなるにつれて、結晶粒径が大きくなり、1100°C、1150°C、1200°C での  $\gamma$  化材の結晶粒径はそれぞれ 70  $\mu\text{m}$ 、120  $\mu\text{m}$ 、180  $\mu\text{m}$  まで成長する。また、 $\gamma$  化処理時間も結晶粒径の成長に影響を及ぼすが、 $\gamma$  化処理温度ほどの影響はみられない。

顕微鏡観察により、950°C~1200°C の温度範囲で  $\gamma$  化処理した試料はいずれも  $\delta$  フェライトを含まず、マルテンサイト単相であった。透過電顕による観察により、 $\gamma$  化処理温度によつて未固溶炭化物の量に相違が認められた。すなわち、Photo. 1 に示すように、950°C での  $\gamma$  化材にはかなり大きな析出物が多量に残っているが、 $\gamma$  化処理温度の上昇に伴い、その量とサイズがともに減少している。1150°C 以上の  $\gamma$  化材では、未固溶炭化物がほとんど観察されなくなり、炭化物がほぼ完全に固溶していることを示している。

950°C~1200°C の各温度で  $\gamma$  化したものの未固溶析出物を抽出して同定及び定量した結果を Fig. 7 に示す。抽出残量は 950~1100°C の範囲では温度の上昇に伴い急激に減少するが、1100°C 以下ではほぼ一定の値と



A: 950°C×1/2 h B: 1000°C×1/2 h C: 1050°C×1/2 h  
D: 1100°C×1/2 h E: 1150°C×1/2 h F: 1200°C×1/2 h

Photo. 1. Transmission electron micrographs for the specimens in the as-quenched condition.

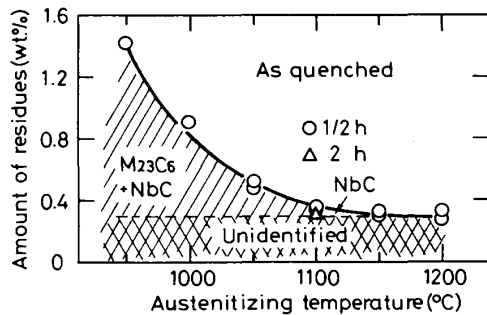
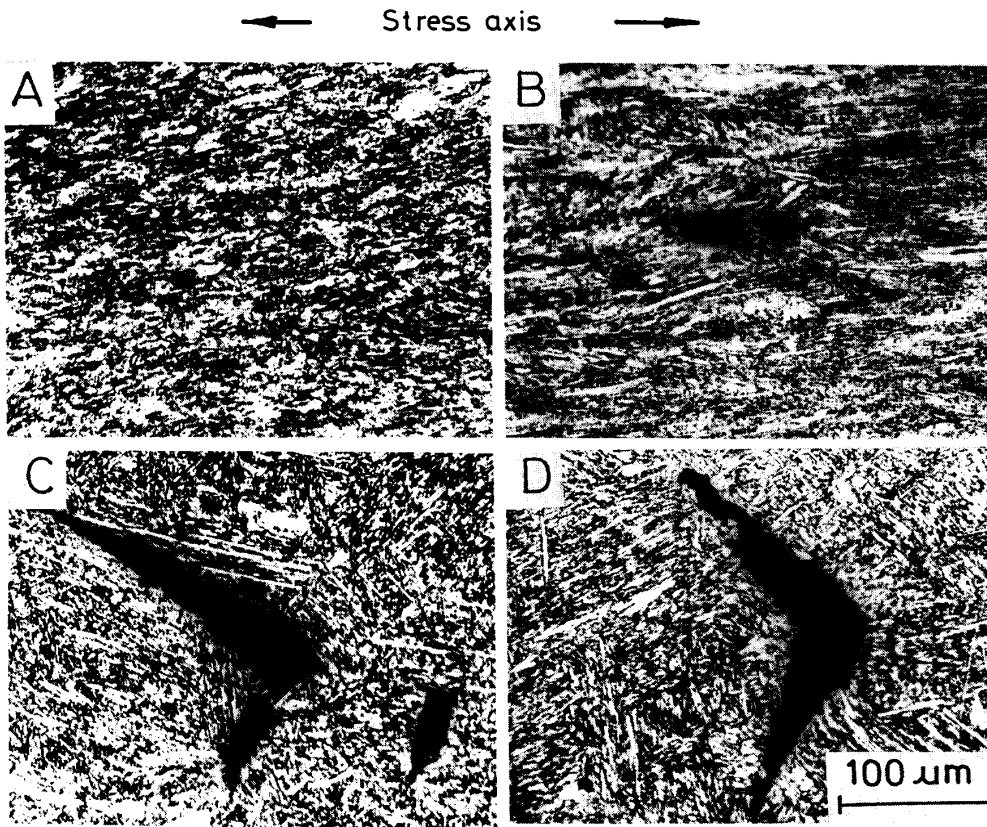


Fig. 7. Change of the amount of residues with austenitizing conditions.

なる。また、1050°C以下での $\gamma$ 化材の抽出残さでは $M_{23}C_6$ とNbCが、1100°C $\gamma$ 化材の抽出残さではNbCが同定されるが、1150°C以上の温度で $\gamma$ 化したもの残さでは析出物が検出されなかつた。このことから、 $M_{23}C_6$ とNbCはそれぞれ1100°Cと1150°Cで完全に固溶することが示唆される。これは、組織観察の結果とも一致している。なお、1150°C以上の $\gamma$ 化材から抽出される約0.3%の残さをX線回折しても析出物のピークが見られない。この同定できない残さの量は、

1150°Cと1200°Cとではほぼ同じであることから、他の温度で $\gamma$ 化した材料にもこうした残さが同程度含まれているものと推測される。そのため1150°C以下の温度で $\gamma$ 化処理した材料の残さ量の違いは未固溶炭化物量の違いに対応すると考えた。

Photo. 2にクリーブ破断部付近の縦断面組織を示す。1050°Cと1100°Cで $\gamma$ 化した試料は結晶粒の変形量が大きく、マルテンサイトのラス方向が大部分引張応力方向と平行になっており、延性の高いことと対応している。また、これらの材料では球型のボイドがわずかに観察された。一方、1150°Cと1200°Cで $\gamma$ 化した試料では結晶粒の形に変化が認められず、粒界にくさび型クラックが多数観察される。これらのクラックは主に引張軸と45°傾いた粒界に生成し、せん断変形によつて粒界クラックが成長するものと推察される。これに関連してクリーブ破断面組織の変化をPhoto. 3に示す。1050°Cと1100°Cでの $\gamma$ 化材はともに粒内デンプル破面を示しているのに対して、1150°Cと1200°Cでの $\gamma$ 化材は粒界破面を呈しており、 $\gamma$ 化温度の上昇に伴い、破壊様式が粒内延性破壊から粒界破壊にかかわることがわかる。同じ粒内デンプルでも $\gamma$ 化処理温度が高くなる



A: 1050°C×1/2h B: 1100°C×1/2h C: 1150°C×1/2h D: 1200°C×1/2h

Photo. 2. Optical micrographs for the specimens creep ruptured at 600°C, 32 kgf/mm<sup>2</sup>.

と大きくなる。

### 3.4 オージェ分光分析の結果

Cr-Mo 系鋼は低温に冷やしても粒界破壊しにくいいため、オージェ分光分析用試片は前述した条件で水素チャージを行った。水素チャージによつて 1100°C 以上の  $\gamma$  化材だけが部分的に粒界破面を呈したため、オージェ分析をこれらの試料のみについて行った。オージェ分析の結果の一例を Fig. 8 に示す。1100°C  $\gamma$  化材では粒界に S の偏析がわずかに認められるが、1150°C  $\gamma$  化材では 1100°C  $\gamma$  化材より S の偏析を示すピーク高さがかなり高くなつてゐる。さらに、1200°C と  $\gamma$  化温度を上げると、粒界の S のピークが強くなるだけでなく、S の偏析が検出される粒界の数も増える。これらのことから、 $\gamma$  化処理温度が高くなるにつれて、粒界への S の偏析量が増加していることがわかつた。

## 4. 考 察

一般に、鋼に添加される合金元素は固溶強化または微細析出強化によつて材料を強化させる。固溶強化の場合はもちろん、微細析出強化の場合でも、 $\gamma$  化処理によつ

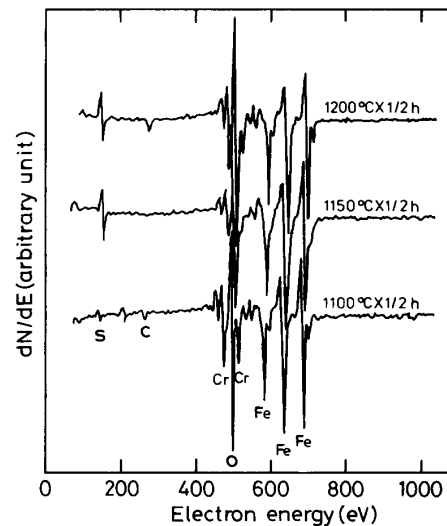
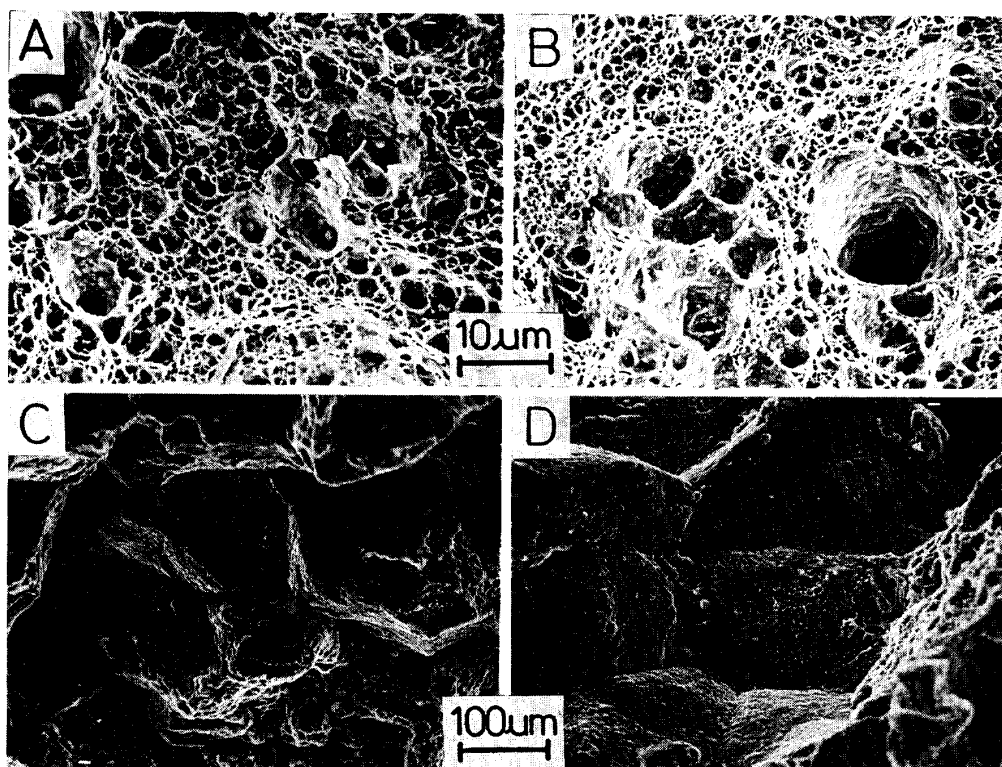


Fig. 8. Auger electron spectra of the prior austenite grain boundaries of the as-tempered specimens.

て合金元素がどの程度マトリックスに固溶するかが重要となる。

$\gamma$  化処理温度が 1100°C 以下では、温度の上昇につ



A: 1050°C×1/2 h B: 1100°C×1/2 h C: 1150°C×1/2 h D: 1200°C×1/2 h

Photo. 3. Scanning electron micrographs for the rupture surface of the specimens tested at 600°C, 32 kgf/mm<sup>2</sup>.

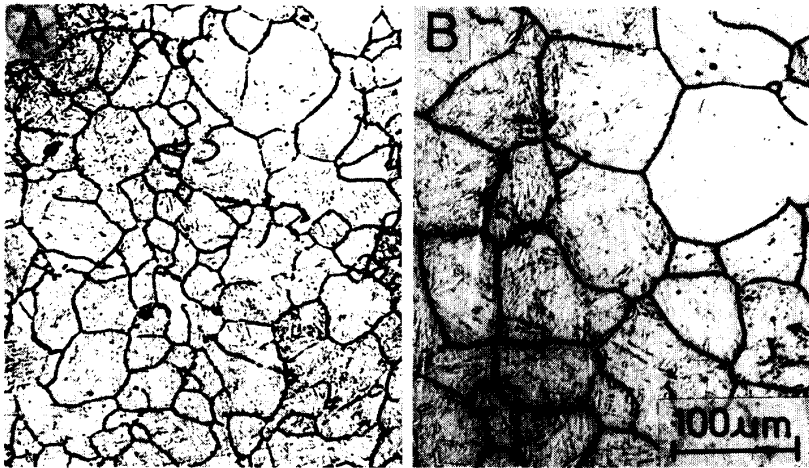
れて、未固溶の  $M_{23}C_6$  と  $NbC$  の量が急激に減少することを 3・3 節ですでに述べた。これは、この温度範囲では各炭化物の固溶度の変化が大きいこと<sup>8)</sup>、拡散速度の温度依存性が大きいことより、 $\gamma$  化処理温度が 950°C から 1100°C に上昇するにともない、大きな未固溶  $M_{23}C_6$  または  $NbC$  がマトリックスに溶け込む。このことから焼もどし後微細析出量を増加させクリーブ破断強度の改善にかなり重要な役割を果たすものと考えられる<sup>9)</sup>。

後で述べるが、 $\gamma$  化温度の上昇にともなうある程度までの結晶粒径成長は、高温強度の向上に多少効果がある。しかし、950~1050°C の間で  $\gamma$  化温度を上昇させると、未固溶炭化物は減少するが、結晶粒径はわずかにしか変化しない。にもかかわらず、クリーブ破断強度は顕著に上昇する。また、1100°C 以上に  $\gamma$  化温度を上げ未固溶  $NbC$  ほとんど認められないようにすると、 $\gamma$  化温度があがり結晶粒が大きいてもクリーブ破断強度は増加しなくなる。これらのことは、結晶粒径の成長よりも未固溶炭化物の減少の方が高温強度の向上に大きく寄与することを示唆している。

他方、 $\gamma$  化温度を上げると、未固溶析出物量が減少するとともに旧オーステナイト粒径が顕著に大きくなる。

クリーブ破断強度に及ぼす結晶粒径の影響についてはこれまでに多くの研究がなされている<sup>10)~14)</sup>。そのなかで結晶粒径が大きいほどクリーブ破断強度が高いとする報告が多いが<sup>11)13)14)</sup>、その逆の報告もある<sup>12)</sup>。また、CRUSSARD<sup>15)</sup>、GAROFALO<sup>16)</sup> らはある臨界結晶粒径が存在し、そこで結晶粒径の効果が逆転するとしている。

本研究結果では、1100°C まで  $\gamma$  化温度を上昇させると、クリーブ破断強度、結晶粒径ともに増加するが、それ以上の温度で  $\gamma$  化すると、結晶粒は大きくなるもののクリーブ破断強度が上昇せず、むしろ低下する傾向にあることが認められた。従って、結晶粒が大きければクリーブ破断強度が高いとは必ずしもいえないことがわかる。1100°C 以下の温度での  $\gamma$  化処理温度では、結晶粒径と未固溶炭化物量の変化が同時に起こるので、結晶粒径のみの効果を単純に評価することはできない。そこで、未固溶炭化物量の差異による影響を小さくして結晶粒径だけの効果を調べるため、以下のように二回の  $\gamma$  化処理を施した材料でクリーブ破断強度を比較してみた。すなわち、まず 1100°C×2h、室温まで空冷の  $\gamma$  化処理を施し、未固溶炭化物の状況、結晶粒径をそろえたものを二つに分け、再度それぞれ 1050°C と 1100°C で 1/2h の  $\gamma$  化処理を施した。この時 Photo. 4 に示すように結晶粒径



A : 1100°C×2 h, A.C.+1050°C×1/2 h  
 B : 1100°C×2 h, A.C.+1100°C×1/2 h

Photo. 4. Optical micrographs showing the prior austenite grain size of the double-austenitized specimens.

Table 3. Identified precipitates and the amount of residues for the double-austenitized specimens.

Heat treatment	Amount of residue (wt%)	Identified precipitates
1100°C×2 h, A.C.+1050°C×1/2 h, A.C.	0.32	NbC
1100°C×2 h, A.C.+1100°C×1/2 h, A.C.	0.33	NbC

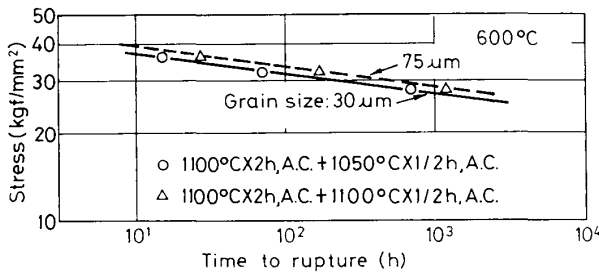


Fig. 9. Creep rupture strength of the double-austenitized specimens.

はおのおの 30 μm と 75 μm となる。また、Table 3 に示すように二回のγ化を施した材料の抽出残さの量及び種類に、両者でほとんど相違が認められない。このような二回γ化材のクリーブ破断強度を比較したものが Fig. 9 である。結晶粒径の大きい 1100°C 再γ化材がやや高いクリーブ破断強度を示しており、30 μm から 75 μm までの結晶粒径の成長がクリーブ破断強度の改善にある程度寄与していることがわかる。

他方、γ化処理温度が高くなるにつれてクリーブ破断延性が低下する。その原因の一つにγ化処理温度の上昇にともない、マトリックスが微細析出物の増加によつて強化され、変形しにくくなることが考えられる<sup>9)</sup>。しかし、析出物の固溶がほとんど完全に行われる 1150°C

以上のγ化材での延性の急激な低下は他の原因を考えなければ説明できない。

12 Cr 系耐熱鋼は破断時間が長くなるにつれて、破壊様式が粒内破壊から粒界破壊に移る傾向にあるが<sup>17)</sup>、この場合の粒界破壊は旧オーステナイトの粒界炭化物界面に生成したキャビティによるものである。しかし本研究の場合、クリーブ破断延性が極端に低下した 1150°C、1200°C γ化材は破断時間が短くても粒界破壊を呈しており (Photo. 3)、その粒界破壊は主に W 型クラックの成長によるものである (Photo. 2)。このような粒界破壊の原因としては、結晶粒界での応力集中及び粒界偏析が考えられる。McLEAN は<sup>18)</sup> 応力集中により粒界クラックが発生する応力条件を式  $\tau^2 \geq 12\gamma_b G / (\pi L)$  で表している。ここで  $\tau$  はクラック発生に必要なせん断応力、 $\gamma_b$  はクラックの表面エネルギー、 $G$  は材料の剛性率、 $L$  はすべり粒界の長さである。この式によれば、すべり粒界が長いほど、また、クラックの表面エネルギーと材料の剛性率が小さいほど粒界破壊しやすくなる。γ化温度が 1050~1200°C の間では、剛性率  $G$  の違いがあつても小さいと推測される<sup>19)</sup>。γ化温度の上昇による結晶粒径の増加は粒界すべりの距離を増すことによつて粒界の応力集中の程度を高め、粒界クラックを生成しやすくなる。従つて、結晶粒の成長は粒界すべり量を減少させるなどしてクリーブ破断強度を上昇させる効果を有する反面、粒界の応力集中を増加させ、粒界クラックを生成しやすくなる効果も有する。

一方、γ化温度によるクラック表面エネルギー  $\gamma_b$  の変化を直接測定することは困難であるが、渡辺ら<sup>20)</sup> によると、S の偏析はクラックの表面エネルギーを低下させる。従つて、γ化温度の上昇に伴い S の粒界偏析が顕著になる (Fig. 8) ことも、粒界破壊を促進させる一因

となるものと考えられる。佐藤ら<sup>21)</sup>、Tuら<sup>22)</sup>はCr-Mo-V鋼について、朴ら<sup>23)</sup>は含B12Cr-Mo-V-Nb鋼について、粒界への不純物偏析がクリーブ破断延性の低下をもたらすと報告している。

本研究のオージェ分光分析結果は、高温ほど粒界への平衡偏析量が減ずるとする平衡偏析論<sup>24)</sup>と矛盾するようであるが、これは、次のように考えられる。本研究でオージェ分光分析した試料は焼もどしを行つたものであり、焼もどし温度は同一であることを考えてかりに総偏析量を一定とすると、偏析の程度は単位体積あたりに含まれる粒界の面積に関係するものと推測される。単位体積あたりに含まれる粒界の面積は結晶粒径の逆数にほぼ比例すると考えられるので、高温での固溶化による結晶粒径の成長は単位体積あたりの粒界面積の減少をもたらす。単位面積あたりの偏析量を増加させるものと考えられる。また、須藤<sup>25)26)</sup>及び屠ら<sup>27)</sup>によると、加熱温度が高くなるにつれて、MnSなどの硫化物の固溶再析出が生じて、高温延性及び靱性が低下する場合がある。本研究では最高加熱温度が1200°Cであるため、硫化物の固溶が顕著に生じることは考えられないが、多少なりとも硫化物が固溶しはじめ焼もどし時総偏析量を増すことは考えられ、これも高温で $\gamma$ 化処理材でSの粒界への偏析が促進される一因となる可能性がある。

クリーブ破断強度に及ぼす $\gamma$ 化処理時間の影響が小さいのは、 $\gamma$ 化処理時間が本実験の範囲で変化しても、未固溶析出物量及び結晶粒径が顕著に変化しないためと考えられる (Fig. 6, 7)。

## 5. 結 言

蒸気タービンロータ用12Cr耐熱鋼の $\gamma$ 化処理温度を950°Cから1200°Cに変化させ、クリーブ破断性質に及ぼす影響を調べ、つぎのことが明らかになった。

2)  $\gamma$ 化処理温度を950°Cから1100°Cに上げると、クリーブ破断強度がかなり改善される。しかし、 $\gamma$ 化処理温度がさらに高くなると、クリーブ破断強度改善効果が小さくなるだけでなく、クリーブ破断延性も著しく低下するようになる。したがって、1050~1100°Cでの $\gamma$ 化処理が最適である。

2)  $\gamma$ 化処理温度が高くなるに伴い、未固溶 $M_{23}C_6$ 量及びNbC量が減少する。 $M_{23}C_6$ は1100°Cで完全に固溶するが、NbCは1150°Cで認められなくなる。 $\gamma$ 化温度の上昇による未固溶炭化物量の減少が、固溶強化及び焼もどし処理後の微細析出強化の増強をもたらす。クリーブ破断強度を増加させるもつとも重要な因子と考

えられる。

3)  $\gamma$ 化処理温度上昇に伴う結晶粒の成長は、粒界すべり量を減少させることによつてクリーブ破断強度の向上に寄与する反面、粒界での応力集中及びSの粒界偏析を促進させることを通じて粒界破壊を生じやすくし、クリーブ破断延性を低下させる。

終わりに、本研究の遂行にあつて、ご援助いただいた柴田浩司助教授に深く感謝致します。

## 文 献

- 1) 藤田利夫, 笹倉利彦: 鉄と鋼, **46** (1960), p. 1390
- 2) 日下邦男, 石川英次郎, 外岡 耀, 熊坂雄一郎: 鉄と鋼, **55** (1969), S 238
- 3) 河合光雄, 天野景隆, 吉田 宏, 金沢 瑛, 三戸 暁: 鉄と鋼, **59** (1973), S 173
- 4) 藤田利夫, 高橋紀雄: 鉄と鋼, **62** (1976), S 292
- 5) 土山友博, 藤田利夫, 緒形俊夫: 鉄と鋼, **64** (1978), S 320
- 6) R. C. WILCOX and B. A. CHIN: *Metallography*, **17** (1984), p. 285
- 7) R. MAITI, G. E. LUCAS, G. R. ODETTE and J. W. SHECKHERD: *J. Nucl. Mater.*, **141-143** (1986), p. 527
- 8) 朴 翊 旻, 藤田利夫, 渡辺十郎: 鉄と鋼, **64** (1978), S 870
- 9) P. G. STONE and J. D. MURRAY: *J. Iron Steel Inst.*, **203** (1965), p. 1094
- 10) R. C. SHARMA, V. K. LAKSHMANAN and J. S. KIRKALDY: *Metall. Trans. A*, **15** (1984), p. 545
- 11) C. R. BARRETT and O. D. SHERBY: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **230** (1964), p. 1322
- 12) P. W. DEVIES and R. W. EVANS: *Acta Metall.*, **13** (1965), p. 353
- 13) C. L. CLARK and J. W. FREEMAN: *Trans. ASM*, **38** (1947), p. 148
- 14) P. FELTHAM and J. D. MEAKIN: *Acta Metall.*, **7** (1959), p. 614
- 15) C. CRUSSARD: *Compt. Rend.*, **219** (1944), p. 681
- 16) F. GAROFALO, W. F. DOMIS and F. Von GEMMINGEN: *Trans. AIME*, **230** (1960), p. 1460
- 17) 新谷紀雄, 田中秀雄, 渡部 隆, 村田正治, 貝瀬正次, 横井 信: 鉄と鋼, **69** (1983), S 546
- 18) D. McLEAN: *J. Inst. Met.*, **85** (1956-1957), p. 468
- 19) W. C. LESLIE 著, 幸田成康監訳: レスリー鉄鋼材料学 (1984), p. 119 [丸善]
- 20) 渡辺利光, 山本広一, 南雲道彦, 上野正勝: 鉄と鋼, **61** (1975), S 713
- 21) 佐藤信二, 松崎明博, 上田修三, 小野 寛, 新行内雅博: 石油学会誌, **24** (1981), p. 47
- 22) L. K. L. TU and B. B. SETH: *Met. Technol.*, (1978), p. 79
- 23) 朴 翊 旻, 藤田利夫: 鉄と鋼, **67** (1981), S 1146
- 24) D. McLEAN: *Grain Boundaries in Metals* (1957), p. 116 [Oxford Univ. Press]
- 25) 須藤 一: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 696
- 26) 花井義泰, 須藤 一: 日本金属学会誌, **43** (1979), p. 647
- 27) 屠 世 潤, 柴田浩司, 藤田利夫: 日本熱処理協会講演大会概要, **17** (1983), p. 31