

論 文

UDC 669.14.018.85 : 669.15'24'26'74'292-194 : 539.434 : 620.18

炭素およびバナジウムを含む 16Cr-14Ni ステンレス
鋼のクリープ特性*

石井 友之**・篠田 隆之***・田中 良平***

Creep Properties of 16Cr-14Ni Stainless Steel Bearing
Carbon and Vanadium

Tomoyuki ISHII, Takayuki SHINODA, and Ryohei TANAKA

Synopsis:

The creep rates were measured by the short period testing, during which the microstructural changes were expected to be small, on 16 Cr-14 Ni stainless steels bearing carbon and vanadium with various heat treatments, and the correlation between creep rate and microstructure was discussed. For the solution-treated condition, the creep rate of steels increases with increasing contents of both carbon and vanadium.

The values of coefficient of stress dependence of minimum creep rate and the activation energies of the creep are 5 to 9 and 100 to 200 kcal/mol, respectively. The increasing tendency of these values with alloying was observed. The effect of precipitated $M_{23}C_6$ on the creep rate was observed, that is the precipitation of a great deal of fine $M_{23}C_6$ carbides leads to the lower creep rate and the coalescence of the thread-like VC carbides leads to the higher creep rate.

The creep strength of the steels with the precipitation of both thread-like VC and granular V_2C carbides is smaller than that of the solution treated steels. In the comparison of steels with the similar matrix composition, however, the strengthening effect of vanadium carbide is obviously observed.

1. 緒 言

高温、高応力下で使用される実用鋼の開発や改良は最近では主としてクリープ破断強度に注目して行なわれており、各種の合金元素のクリープ破断強度におよぼす影響については多くの研究が報告されている。しかし、クリープ破断強度自体の物理的意味が複雑なため、クリープ破断強度のデータから個々の合金元素の強化機構を考察することは困難な場合が多い。

著者らもかつて、18Cr-10Ni 系ステンレス鋼のクリープ破断強度が、Nb, Ti, V などの強炭化物形成元素を添加することにより改善されることを報告し、析出炭化物と破断強度との関連性についても考察した¹⁾が、それらの元素による強化の機構についてはこれを十分明らかにすることができなかつた。それは前述のようなクリープ破断強度のみで考察しようとしたためであるが、それと同時にそのクリープ破断試験中に組織変化が起こり、

初期には固溶していた Cr, Nb, Ti, C などの諸元素がクリープ時間の長くなるにつれて炭化物として析出し、さらにはその凝集も起こるため、それぞれの元素がどの時点で、強化に寄与しているのか、すなわち固溶状態においてか、微細析出の状態においてか、あるいはまたある程度凝集の進んだ時点においてもなおかつ強化作用をもっているのかなどを簡単に評価することが困難であつたことにも原因している。したがって、それらの元素の強化作用を明らかにするためには、個々の元素が十分な固溶状態にある場合、あるいは炭化物として析出している場合の双方について組織変化がほとんど無視できるような短時間の範囲でクリープ試験を行なうことが必要となるわけである。650°C あるいは 700°C のような温度での炭化物の析出あるいは凝集は比較的速く、それらが起こらない範囲でクリープ速度を求めることは事実上困難ではあるが、本研究では強炭化物形成元素のうちで、共存 C 量および時効条件によつて 3 種の異なる炭化物を

* 昭和 47 年 4 月及び昭和 49 年 4 月本会講演大会にて発表。昭和 52 年 5 月 6 日受付 (Received May 6, 1977)

** 明星大学理工学部 工博 (The Faculty of Physical Sciences and Engineering, Meisei University, 337 Hodokudo Hino City 191)

*** 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology)

形成する V を添加した鋼に注目して、組織変化が比較的少ないと考えられる短時間の範囲でクリープ試験を行なつて定常クリープ速度を測定し、V の添加量、応力、温度、炭化物分散などの影響について検討し、この鋼の高温強化の組織的因子を明らかにしようと試みた。

2. 試料および実験方法

試料の基本組成としては、フェライト形成元素である V を添加するために、Ni 量を増加した 16%Cr-14%Ni 鋼を選んだ。C 量は 0, 0.1, 0.2 および 0.3% の 4 水準、V 量は 0, 0.5, 1.0, 2.0 および 3.0% の 5 水準にとり、それぞれを組合せた合計 20 鋼種を高周波炉で溶製し、各 10 kg の鋼塊とした。試料は鍛造圧延後、1200°C-1 h の固溶化熱処理を施し、700°C のクリープおよびクリープ破断試験に供した。クリープ試験片は、Fig. 1 に示すようにつば付きの標点距離 50 mm のものを用い、クリープ破断試験片は平行部直径 6 mm、平行部長さ 30 mm のものを用いた。クリープ伸びの測定はダイヤルゲージまたは差動トランスによつた。組織は光

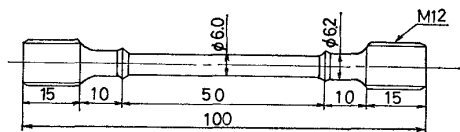


Fig. 1. Shape and dimension of test piece for creep testing.

顕による観察のほか、クリープ試験後の試料については抽出レプリカ（第 1 段階腐食ピレラ液、第 2 段階腐食 10% ブロム・アルコール）の電子顕微鏡による観察も行なつた。

各鋼の化学組成および 1200°C-1 h 固溶化処理によるオーステナイト粒度を Table 1 に示した。試料の記号のうち C0, C1, C2 および C3 はそれぞれ C 量 0.01, 0.1, 0.2 および 0.3% を、また V1, V2, V3 および V4 はそれぞれ V 量 0.5, 1.0, 2.0 および 3.0% を意味し、それらの組合せとして表示した。各鋼の結晶粒度番号は 2~5 の間にありまた未固溶炭化物は光学顕微鏡ではほとんど認められなかつたが、N の分析結果からみると、V 量の増加とともに酸不溶窒素が増加することから、一部の V は未固溶炭化物の形で存在しているものと考えられる。

3. 実験結果

3.1 定常クリープ速度

3.1.1 応力依存性

C0~C3 鋼の応力と定常クリープ速度との関係を Fig. 2 に示した。C 添加量の増加とともに、クリープ速度が著しく減少することがわかる。このクリープ速度の測定は数 h ないし数十 h の範囲で行なつた。同様の応力とクリープ速度の関係を V1~V4 鋼および 0.1%C を含む C1V1~C1V4 鋼について Fig. 3 に示した。V の場合も

Table 1. Chemical composition and austenite grain size of steels used (wt %).

Steel	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	N			Austenite grain size number*
							Sol. N	Insol. N	Total N	
C0	0.02	0.48	1.28	14.98	13.68	—	0.0228	0.0002	0.0230	4
C1	0.09	0.26	1.10	15.16	13.62	—	0.0234	0.0002	0.0236	4
C2	0.19	0.22	1.07	15.11	13.50	—	0.0265	0.0001	0.0266	3
C3	0.32	0.21	1.03	15.02	13.62	—	0.0293	0.0002	0.0295	4~5
V1	0.01	0.50	1.28	15.64	14.20	0.54	0.0186	0.0002	0.0188	3
V2	0.01	0.46	1.24	15.56	13.97	0.92	0.0173	0.0004	0.0177	4
V3	0.01	0.50	1.18	15.55	13.97	1.55	0.0170	0.0016	0.0186	4
V4	0.01	0.50	1.15	15.33	13.79	2.05	0.0153	0.0050	0.0203	3~4
C1V1	0.11	0.62	1.36	15.84	14.09	0.68	0.0155	0.0002	0.0157	5
C1V2	0.11	0.63	1.38	15.67	14.09	1.03	0.0158	0.0001	0.0159	4
C1V3	0.11	0.64	1.38	15.33	13.85	1.90	0.0066	0.0097	0.0163	4
C1V4	0.11	0.65	1.36	15.05	13.74	2.84	0.0036	0.0146	0.0182	3
C2V1	0.21	0.64	1.58	16.19	13.97	0.55	0.0188	0.0001	0.0189	4
C2V2	0.18	0.59	1.56	16.09	13.85	0.95	0.0094	0.0117	0.0211	3~4
C2V3	0.20	0.61	1.50	15.94	13.62	1.75	0.0192	0.0001	0.0193	2~3
C2V4	0.22	0.62	1.46	15.52	13.62	2.86	0.0050	0.0173	0.0223	2
C3V1	0.25	0.49	1.38	14.94	13.38	0.57	0.0157	tr	0.0157	3~4
C3V2	0.24	0.49	1.36	15.03	13.38	1.09	0.0133	0.0022	0.0155	4
C3V3	0.25	0.51	1.36	14.85	13.27	1.59	0.0048	0.0120	0.0168	2
C3V4	0.24	0.51	1.30	14.64	13.03	2.68	0.0025	0.0136	0.0161	2

P: 0.002~0.016, S: 0.008~0.014

* Solution treatment: 1200°C-1 h

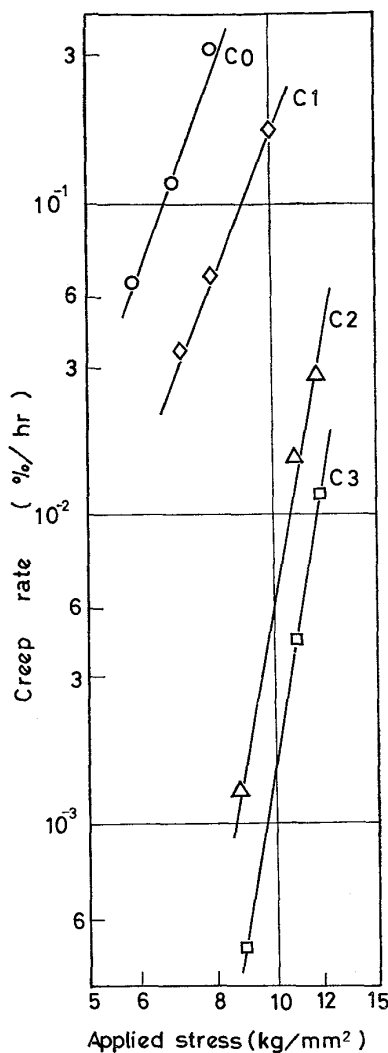


Fig. 2. Relationship between creep rate and stress of C0 to C3 steels (tested at 700°C).

添加量の増加に伴いクリープ速度は減少する傾向がみられ、この傾向は 0.1% C を含む鋼においても同様である。

さらに 0.2% C を含む C2V1~C2V4 鋼および 0.3% C を含む C3V1~C3V4 鋼の応力とクリープ速度との関係を Fig. 4 に示した。これらの C 量の多い場合も低炭素の場合と同様に V 量の増加とともにクリープ速度は減少するが、各鋼のクリープ速度の差はあまり大きくはない。

以上の結果から、0.1%/h の定常クリープ速度を与える応力をクリープ強度として、C 量をパラメータにとり V 量について整理し Fig. 5 に示した。いずれの C 量においても V 量とともにクリープ強度は増加しているが、V 量が多くなるとその効果は飽和する傾向が認められる。しかし、いずれにしても、C および V 量が増

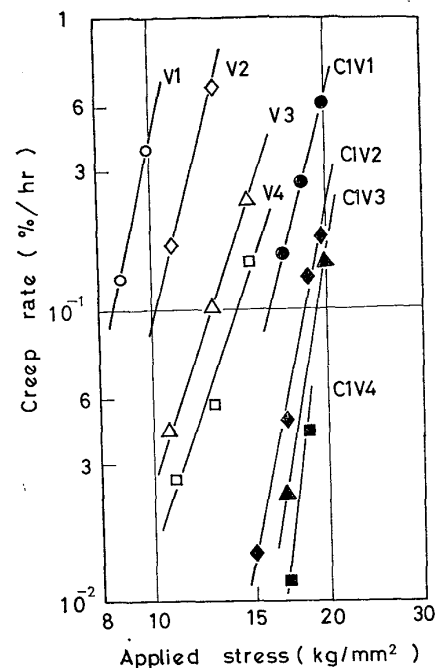


Fig. 3. Relationship between creep rate and stress of V1 to V4 and CIV1 to CIV4 steels (tested at 700°C).

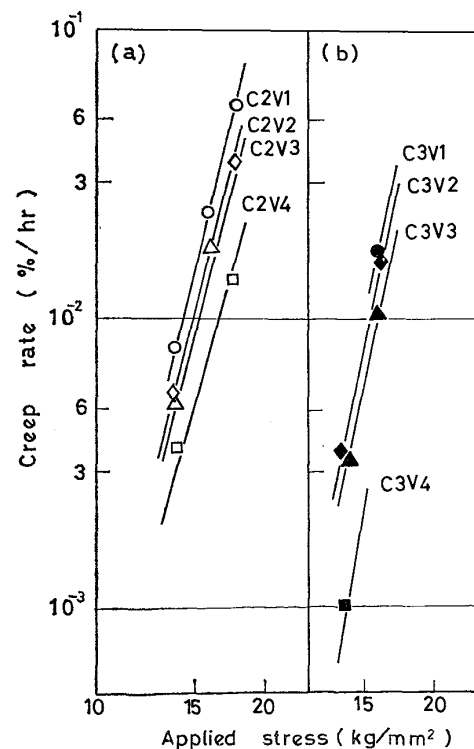


Fig. 4. Relationship between creep rate and stress of C2V1 to C2V4 and C3V1 to C3V4 steels (tested at 700°C).

加するにつれてクリープ速度が減少することは明らかである。

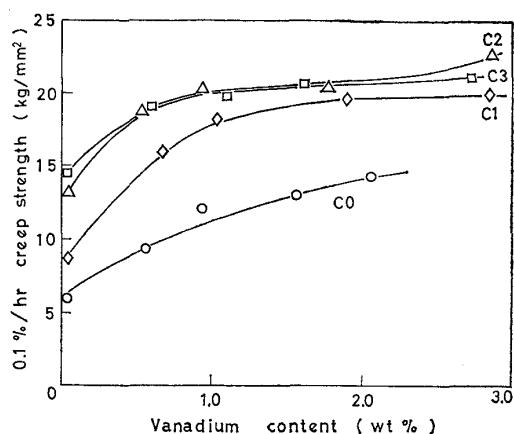


Fig. 5. Variation of the 0.1%/h creep strength with vanadium and carbon content of the 16 Cr-14Ni steel (tested at 700°C).

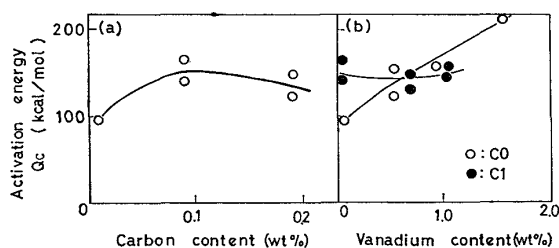


Fig. 6. Activation energy for creep of the 16Cr-14Ni steels bearing various amount of carbon and vanadium.

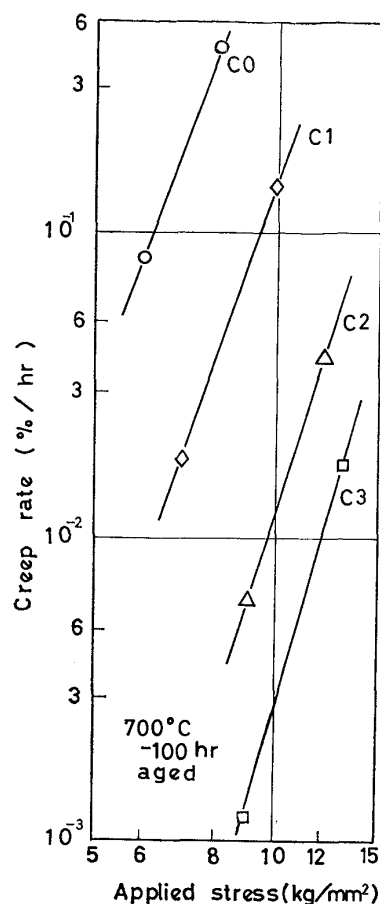


Fig. 7. Relationship between stress and creep rate of C0 to C3 steels aged for 100 h at 700°C.

すでによく知られているように、応力と定常クリープ速度との間には $\dot{\epsilon} = K\sigma^n$ の関係があり²⁾、 n の値は変形機構の考察にしばしば利用されている。本実験の場合も各試料ともこの関係式を十分に満足しているが、鋼の組成により n は 5~9 の範囲に変動した。この値は GAROFALO³⁾ の 18-8 ステンレス鋼で求められた約 4 より大きく、またほかの合金系で測定されている 3.5~5²⁾ の値にくらべても大きい。とくに C や V 添加量の多い鋼では n 値がより大きくなる傾向がみられる。

3.1.2 温度依存性

クリープ現象は熱活性化過程とされており、定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ は

$$\dot{\epsilon} = K \exp(-Q_c/RT)$$

で表されると仮定すれば、クリープの活性化エネルギー Q_c は次式により求められる。

$$Q_c = (R \ln \dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2) / (1/T_2 - 1/T_1)$$

ここで $\dot{\epsilon}_1$ および $\dot{\epsilon}_2$ はそれぞれ温度 T_1 および T_2 で一定応力にて測定されるクリープ速度、また R は気体定数である。本実験では温度変換法⁴⁾により 680°C と 700°C の定常クリープ速度を求めて活性化エネルギーを計算し、これと C 量との関係を Fig. 6 (a) に示した。

C を添加しない 16Cr-14Ni 鋼の Q_c の値が 95 kcal/mol であるのに対して C を含む鋼では 150 kcal/mol という大きな値が得られた。V 添加の場合は Fig. 6 (b) に白丸で示したように、 Q_c は V 量とともに大きくなり、V1.5% で約 200 kcal/mol に達する。しかし、0.1% の C を含む鋼では、Fig. 6 (b) に黒丸で示すように V 添加量の多少にかかわらず約 150 kcal/mol の一定値を示している。

3.1.3 組織依存性

前節では合金元素の大部分が素地中に固溶していると考えられる場合についてクリープ速度を測定したが、実際の長時間クリープ試験では炭化物の析出を伴い、その効果を見逃することはできない。そこで前時効処理により特定の炭化物分散状態を作り、その組織がほとんど変化しないと考えられる短時間の範囲でクリープ速度を測定して析出炭化物の種類および分散の影響を調べようと試みた。まず $M_{23}C_6$ のみが析出すると考えられる C0~C3 鋼に 700°C-100 h の時効処理を施してから定常クリープ速度を測定した。その結果を Fig. 7 に示した。

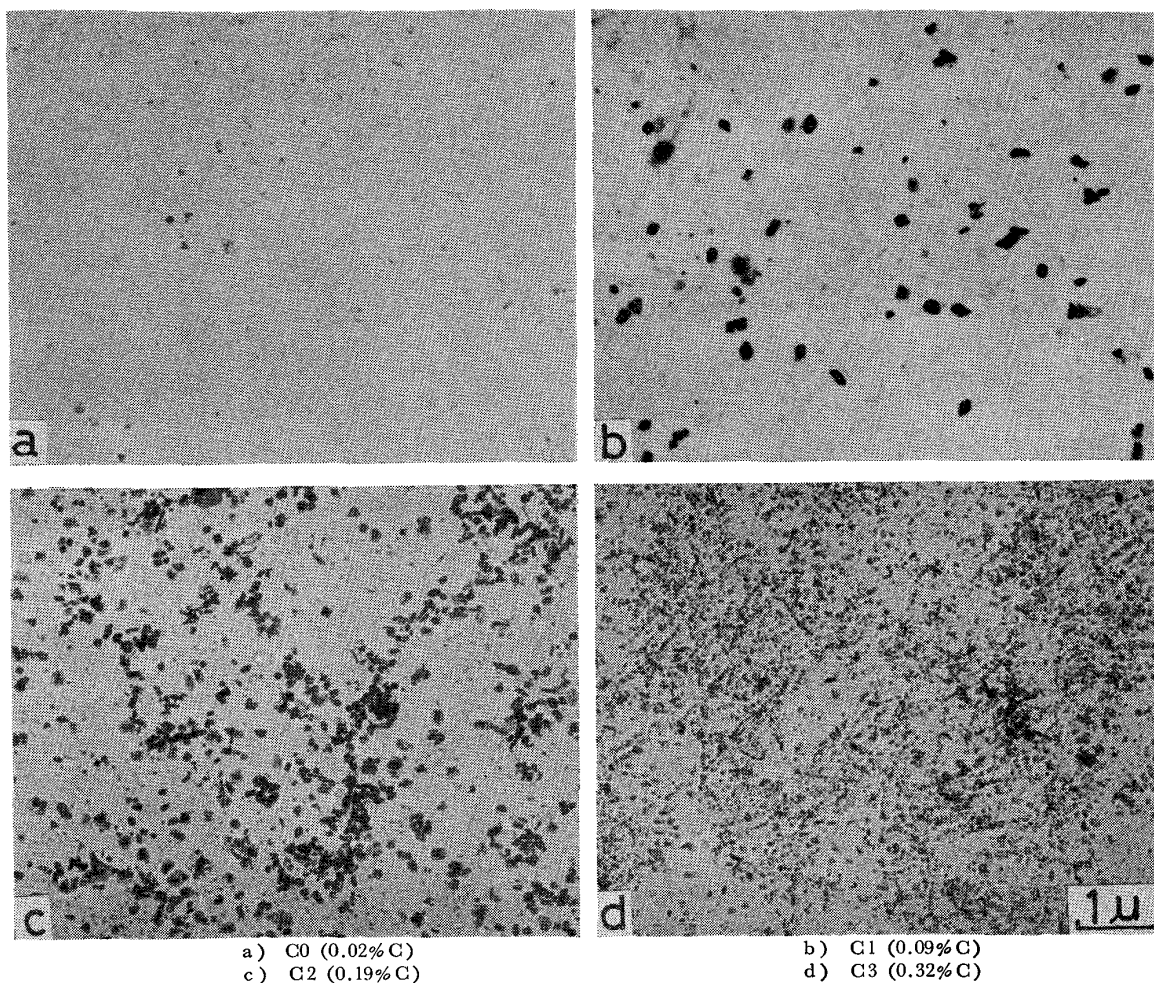


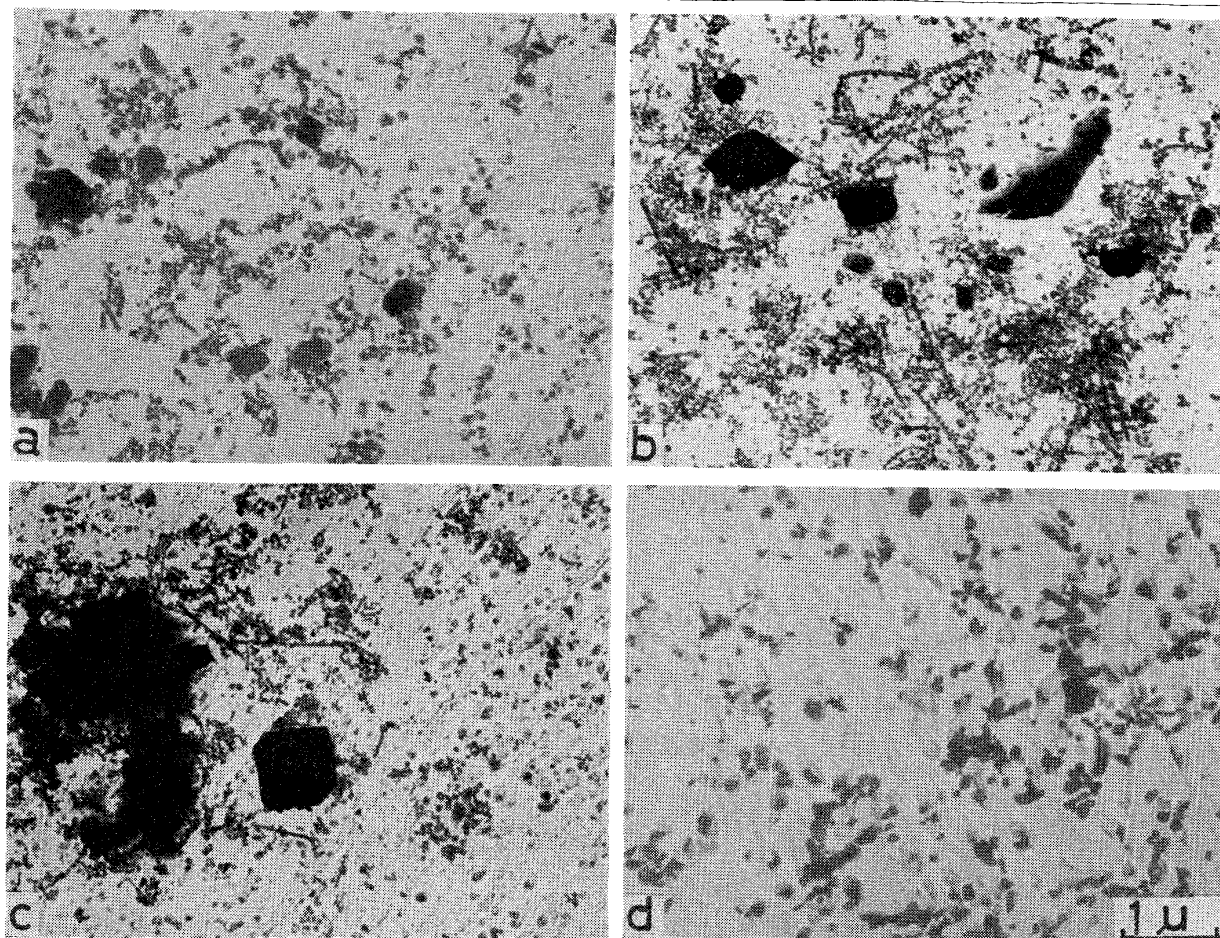
Photo. 1. Microstructures of carbon bearing steels aged for 100 h at 700°C and creep tested.

クリープ試験後の試片について観察したレプリカ電顕組織の例を Photo. 1 に示す。後述するように 700°C-100 h の時効で素地中に残存する C 量は C1, C2 鋼とも約 0.05% となり, C3 鋼も同程度と推定されるので, C0 の 0.02% を含めて素地 C 濃度はほぼ類似のレベルとみなすことができ, 炭化物の分散状態のみが異なる材料ということになる。炭化物の分散状態は, Photo. 1 にみられるように, C0 鋼ではほとんど炭化物析出が認められず, C1~C3 鋼では C 量の増加に伴い炭化物量は増加しまたより微細となる。このことから Fig. 7 の 4 鋼種のクリープ速度の差は主としてこの炭化物の分散状態の差に起因するものであり, 量が多くかつ微細な析出物はクリープ速度を減少させるものと考えられる。

この Fig. 7 の結果を Fig. 2 に比較すると, 時効材と固溶化材の間に顕著な差はなく, 前者のクリープ速度がやや大きい傾向がみられる程度である。このことから 700°C-100 h の時効に伴う固溶 C 量の減少による強化作用の減少と, 炭化物析出による強化作用の増加とがほぼ相殺しているものといえよう。

さて, C1V2 鋼では, これを 800°C で時効すると糸状の VC と $M_{23}C_6$ 炭化物の析出が起り, 時効時間の延長につれて VC の析出量が増加するとともにこれらの炭化物の凝集も起る¹⁾。この糸状 VC 炭化物がクリープ速度にどのような影響を与えるかを調べるために, 800°C において 30, 100 および 300 h 時効した試料のクリープ速度を 700°C で測定し Fig. 8 に示した。時効時間の増加とともにクリープ速度は大きくなる傾向がみられる。またクリープ試験後の組織観察でも Photo. 2 (a)~(c) に示すように時効時間の増加とともに糸状 VC の析出量は増加し, $M_{23}C_6$ も粗大化する傾向がみられる。このことから, 糸状 VC の析出はクリープ速度を速くすること, したがって合金元素として添加された V は素地中に固溶したままの方がクリープ速度を小さくする上では好ましいことが推論される。

また, C1V1 鋼では粒状の V_2C 炭化物の析出が観察される¹⁾が, この V_2C 炭化物の析出がクリープ速度に与える影響を調べるために, 650°C-300 h の時効処理後に 700°C でクリープ速度を測定して Fig. 9 に示し



a) CIV2 800°C-30 h
c) CIV2 800°C-300 h

b) CIV2 800°C-100 h
d) CIV1 650°C-300 h

Photo. 2. Microstructures of the steels with the various morphologies of vanadium carbide by aging at 800°C and 650°C. (a)~(c) VC+M₂₃C₆, (d) V₂C

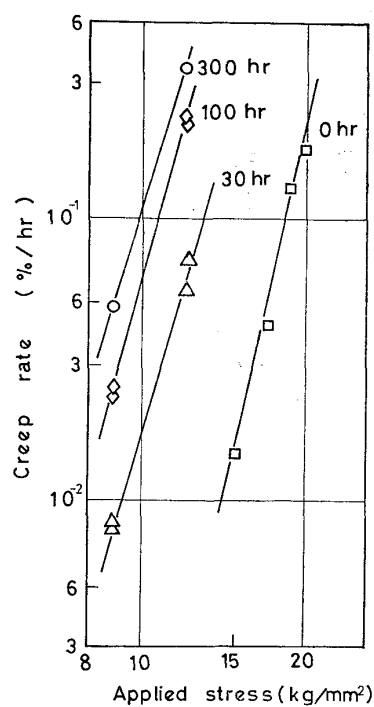


Fig. 8. Relationship between stress and creep rate of CIV2 steel aged for various time at 800°C.

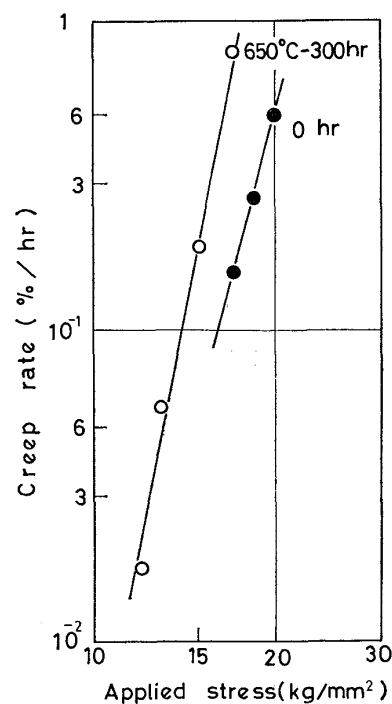


Fig. 9. The influence of 300 h aging at 650°C on the creep rate of CIV1 steel (tested at 700°C).

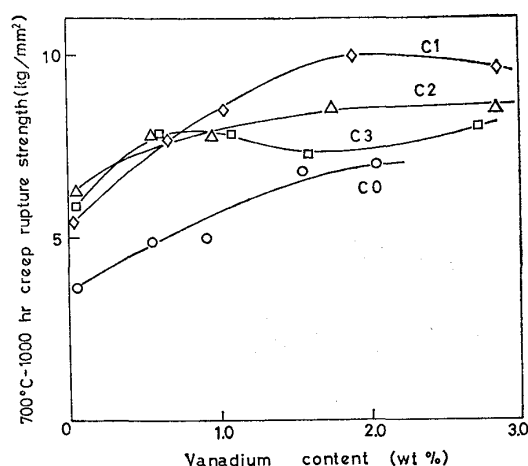


Fig. 10. Relationship between creep rupture strength (700°C-1000 h) and vanadium content of the steels with various amount of carbon (tested at 700°C).

た。図から明らかなように V_2C が析出した鋼のクリープ速度は固溶化材に比較してやや大きい。Photo. 2 の (d) にクリープ破断材にみられた粒状の V_2C 炭化物を示した。

以上のように V 炭化物の析出による影響は、析出量、析出形態、凝集の程度などにより差はあるが、いずれも固溶化されている状態に比べて鋼のクリープ速度を大きくする傾向がみられる。

3.2 クリープ破断強度

本実験に使用した鋼の 700°C-1000 h クリープ破断強度を C 量をパラメータにとり V 量について整理したのが Fig. 10 である。C 量が 0.2% までの鋼では V 量の増加とともに破断強度も高くなるが、0.3%C の鋼では 0.5~3% の V 添加による強度差はあまり認められない。また 0.1%C の鋼がもつとも強度が高く、2%V 添加で約 10 kg/mm² を示している。この図を Fig. 5 のクリープ強度の図と比較すれば C の高い鋼で大きな差が認められる。すなわち Fig. 5 ではクリープ強度が添加元素量の増加とともに高くなるのに対して、高 C 鋼のクリープ破断強度は 0.1%C 鋼より弱くなる傾向がみられる。これはクリープ破断強度の場合、1000 h という長時間の試験を行なっており、前述の 800°C 時効の VC にみられるようなクリープ強度を低下せしめる炭化物の析出、凝集などの組織変化が生じているためと考えられる。

本実験に用いた全鋼種について 700°C-1000 h クリープ破断強度と 0.1%/h クリープ強度との関係を Fig. 11 に示した。両者の間には大きな相関性があり、本実験の範囲では概してクリープ速度の小さな材料は破断強

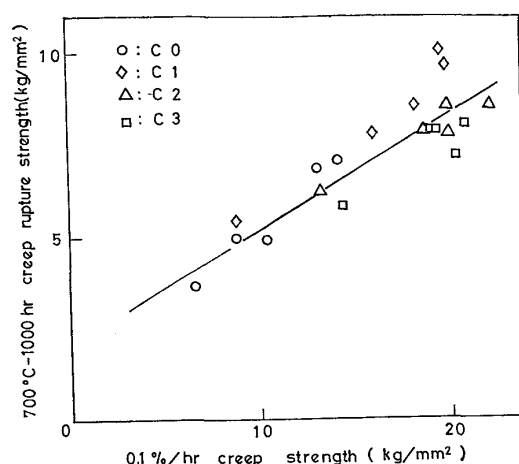


Fig. 11. Relationship between 1000 h creep rupture strength and 0.1%/h creep strength of the steels (tested at 700°C).

度も高いということができよう。しかし、C 量の多い鋼ではバラツキがかなり大きく、その原因は主として先に述べた析出炭化物の挙動によるものと考えられる。

4. 考 察

固溶化処理材では C および V 添加量の増加とともにクリープ速度が小さくなる傾向がみられ、これは主として固溶強化に基づくものと考えられる。C の添加は本実験では明らかにクリープ速度を減少させる傾向を示したが、純鉄の 1000°C のクリープ速度および拡散速度は C 量の増加とともに大きくなることが報告されており²⁾、本実験の結果とは逆である。両者の間には基本組成および試験温度に大きな違いはあるが、同じ fcc 格子中に侵入型に固溶する C が逆の挙動を示すことは興味深い。

本実験のいずれの試料についても $\dot{\epsilon} = K\sigma^n$ の関係を十分に満足し、 n は鋼の組成によつて 5~9 の範囲に変動することはすでに述べた。C を含む鋼では、たとえ短時間でも応力下で発生した転位上への微細析出があれば、クリープ挙動への影響が現れ、 $\dot{\epsilon}-\sigma$ 曲線に折れ曲がりを生じ、 σ の大小によつて n 値の変化が認められるはずである (σ の小さい場合は $\dot{\epsilon}$ の測定に長時間を要するため)。しかし、上記のように同一鋼種の $\dot{\epsilon}$ と σ の関係はほぼ直線で n 値は応力の大小によつてあまり変化しておらず、従つて、本実験の範囲では、析出の影響はあるとしてもそれほど大きくはないと考えられる。後述するように C0~C3 鋼については固溶化材と析出材の比較から、C の析出による固溶強化の減少と、析出に伴う強化とがほぼ相殺することも考えあわせると、Fig. 2 にみられるような C 量によるクリープ速度の大きな差は見掛

上固溶Cによる強化作用の大小によるとみて大きな誤りはないであろう。

また、本実験で得られた応力依存性を示す n 値 5~9 は、門間ら⁵⁾ が Ni 基固溶体合金について求めた 5~7 の値よりやや大きく、また山本ら⁶⁾ の 18Cr-12Ni 系鋼で求めた 5.3~17 の値とは部分的に一致する。さらに分散強化型合金の SAP や TD-Ni ではそれぞれ 10 および 40 と報告されている²⁾。2 相合金ではこのように 5 以上の大きな値がしばしば観察されているが、この n 値を説明しようとするモデルはまだ少なく、転位の上昇運動以外の別の機構が二、三の研究者によつて提案されている²⁾⁶⁾⁷⁾のみである。

本実験で得たクリープの活性化エネルギーの値は 95~200 kcal/mol で、18Cr-11Ni-2Mo 鋼で GAROFALO らが求めた 75 kcal/mol⁸⁾ より大きく、また門間らが Ni 基合金で求めた 50~95 kcal/mol⁵⁾ に比べてもかなり大きい。しかし山本ら⁶⁾ が 18Cr-12Ni 系鋼で求めた 80~140 kcal/mol の値には比較的近いといえる。これらのことから合金元素添加量が多く、析出を伴うような鋼のクリープ機構は、主として自己拡散によつて支配される場合とは異なつた別の律速過程を含んでいるものと考えられるが、その詳細は明らかではない。また V 添加により観察された活性化エネルギーの増加に炭化物の微細な析出が一部寄与しているものと考えられるが、なお明らかではない。

析出炭化物が高温強度にどのような影響を与えるかは興味深い問題で、Fig. 7 および Photo. 1 に示したように多量のかつ微細な $M_{23}C_6$ 炭化物がクリープ速度を遅くしていることは明らかである。しかし、一つの鋼でクリープ時間とともに炭化物の析出が進行する場合には析出炭化物による強化と固溶 C 量の減少による強度低下とが同時に起こり、炭化物の析出が必ずしも強度増加をもたらすとは限らない。たとえば、前述のように糸状 VC の析出量の増加とともにクリープ速度は大きくなる傾向がみられ、この糸状 VC の析出による強化より固溶元素量の減少による強度低下の方が大きいもののように思われる。また粒状 V_2C が析出する場合も、固溶化状態にくらべクリープ速度が大きい。このことから粒状 V_2C の析出によつて鋼の高温強度は減少するようにみえるが、それは、実は V が固溶している鋼との比較であつて、素地の強度がほぼ等しいと考えられる C0 鋼や糸状 VC が析出する鋼に比較すると明らかにクリープ速度は小さく、この粒状の V_2C がやはり転位の運動に対して何らかの障害になつているものと推察される。

以上述べてきた短時間のクリープ試験では、炭化物の

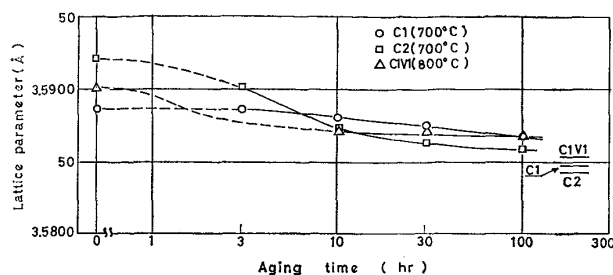


Fig. 12. Change in austenite lattice parameter of C1, C2 and CIV1 steels during aging and its estimated value after full precipitation.

析出などの組織変化が少ないものと仮定してきたが、実際にはたとえ短時間といえども炭化物の析出が全く起こらないとはいえない。そこで時効にともなう炭化物の析出量をオーステナイト母相の格子定数変化から推定した。Fig. 12 にその結果を示した。ここで C1, C2 鋼は 700°C-10 h でそれぞれ 0.0008, 0.0045 Å の格子定数の減少がみられる。これは DYSON ら⁹⁾ の求めた格子定数と固溶量の関係から推定すると、C1 鋼では約 20%, C2 鋼では約 50% の C が析出したこととなる。また 700°C-100 h 時効では C1 鋼で約 50%, C2 鋼で約 75% の C が析出物になつていと推定される。すなわち、C1, C2 鋼とも約 0.05% の C が素地に残っていることとなる。次に V 炭化物の析出する CIV1 鋼を 800°C で時効した場合は 10 時間で約 60% の C が析出したことになるが、その後の時効による析出量は多くないように思われる。

これらのことから 700°C でのクリープ試験では、完全に固溶したままの元素の効果を評価することは困難であるが、短時間側ほど固溶量が多く、そのクリープ強度の多くは固溶量に依存しているものと考えられる。また一度時効によつて析出が起つたものは、その後の短時間のクリープ試験中での析出は少ないことが明らかである。このことは今まで述べてきた析出物の分布や形状とクリープ強度の関係についての議論がおおむね妥当であることを示すものといえよう。

5. 結 論

0~0.3% C, 0~3% V を含む 16% Cr-14% Ni 鋼の固溶化処理材および時効材について組織変化があまり大きくないと見なすことのできる 700°C で数十 h の範囲における定常クリープ速度を測定し、固溶 C と V および析出炭化物の影響を検討して次のような結論を得た。

1) 固溶化材においては C 量の増加とともにクリー

ブ速度は減少する。また V 添加量の増加によつてもクリープ速度は減少するが、C 量の多い鋼では V の効果は小さい。

2) 定常クリープ速度の応力依存性を示す n 値は 5 ~ 9, また, 温度依存性を示す活性化エネルギー Q_c の値は 95~200 kcal/mol であり, これらの値は従来の転位の上昇運動で説明される値より大きい。

3) C のみを含む鋼を時効して $M_{23}C_6$ 炭化物を析出させた場合, C 量が増すほど $M_{23}C_6$ が多量にかつ微細に析出してクリープ強度は大きくなるが, 個々の鋼については固溶化材と析出処理材のクリープ強度の差は少なく, $M_{23}C_6$ 炭化物を析出させた場合, 固溶 C の減少による強度低下と, 炭化物による分散強化とは互いに, ほぼ相殺するもののようである。糸状の VC および粒状の V_2C の析出した鋼のクリープ強度は固溶化材より小さくなるが, 類似の素地組成をもつと考えられる場合は V 炭化物の存在は明らかにクリープ強度を増加させる。

4) 本実験に用いた全試料の 700°C-1000 h クリープ破断強度と 0.1%/h クリープ強度とは互いに大きな相関性を示すが, C 量の多い鋼ではバラツキが大きく, それは主として析出炭化物組織の相違に起因すると考えられる。

最後に本研究の遂行にあたり, 試料の溶製に御援助いただいた, 日本鋼管技術研究所の耳野亨博士, 木下和久

博士, 峯岸功氏, また鍛造圧延をお願いした城南鉄工所佐藤昭氏並びに金属材料技術研究所の吉田平太郎博士および小池喜三郎氏に深く感謝いたします。さらに実験に協力いただいた東京工業大学学生関山定男氏(現日産自動車), 武笠吉久氏(現吾嬬製鋼所), 明星大学学生菊地章氏(現東芝メディカル), また御討論いただいた東京工業大学松尾孝博士に深く感謝いたします。

文 献

- 1) 田中良平, 篠田隆之, 石井友之, 耳野 亨, 木下和久, 峯岸 功: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1632
- 2) O. D. SHERBY and P. M. BURKE: Prog. in Materials Science, 13 (1966), p. 325 [Pergamon Press]
- 3) F. GAROFALO: Trans. Met. Soc. AIME, 227 (1963), p. 351
- 4) J. WEERTMAN and J. R. WEERTMAN: Physical Metallurgy, Chapter 16 (1970), p. 993 [North-holland publishing company]
- 5) 門間改三, 須藤 一, 及川 洪: 日本金属学会誌 28 (1964), p. 308
- 6) 山本俊二, 太田定雄: R & D/神戸製鋼技報, 20 (1970), p. 2
- 7) F. N. NABARRO: Phil. Mag., 16 (1967), p. 231
- 8) F. GAROFALO, W. F. DOMIS and F. von GEMMINGEN: Trans. Met. Soc. AIME, 230 (1964), p. 1460
- 9) D. J. DYSON and B. HOLMES: JISI, 208 (1970), p. 469