

論文 炭素無添加の 25Cr-35Ni 鋼の高温クリープにおける 第 IVb, Vb 及び VIb 族元素による固溶強化の温度依存性

近藤 義宏*・松尾 孝*・田中 良平*

Temperature Dependence of the Solid Solution Strengthening Effect of Group IVb, Vb and VIb Elements on the High Temperature Creep Behaviors of Carbon Free 25Cr-35Ni Steels

Yoshihiro KONDO, Takashi MATSUO, and Ryohei TANAKA

Synopsis :

Steady state creep rates and friction stresses were measured at 900°C with a series of carbon free 25Cr-35Ni steels, and the extent of the solid solution strengthening with the addition of the groups IVb, Vb and VIb elements to the steel was discussed in terms of effective stress (=applied stress minus friction stress). In comparison of these results with those obtained in previous data at 1000°C, temperature dependences of solid solution strengthening and friction stress were analyzed.

The steady state creep rate of the steel decreased remarkably with the increase in Mo, W, Nb, Ta, Zr and Hf contents, but slightly decreased with the addition of Cr, V and Ti. A linear relation was found to exist at 900°C between both logarithms of the steady state creep rates and the effective stresses of all the steels independent of the kinds and the amounts of solute elements, and to be parallel with that at 1000°C. These results conclusively demonstrated that the increase in the extent of the solid solution strengthening at 900°C due to the addition of solute elements was mainly attributed to the increase in the friction stress as well as in the case at 1000°C.

The more effective the solid solution strengthening was obtained, the larger the activation energy for creep at the constant applied stress became. However, the activation energies estimated at the constant effective stress were 60 ± 5 kcal/mol in all the steels studied, being independent of the kinds and the amounts of solute elements. Moreover, temperature dependence of the friction stress was observed, and then, it was pointed out that temperature dependence of the solution strengthening was due to that of the friction stress.

1. 緒 言

著者らは先に、炭素無添加の 25Cr-35Ni 鋼について 1000°C での定常クリープ速度に及ぼす Cr, Mo, W, Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf の影響を調べ、これらの元素の固溶による定常クリープ速度の減少が摩擦応力の増加、すなわち、有効応力の減少で説明できることを明らかにした¹⁾。

しかしながら、さらに、低温側での強化の程度を調べ、その温度依存性を明らかにすることは、摩擦応力の概念の適用可能な範囲を知る上で、また、強化機構を解明する手掛かりを得るという観点からも重要と考えられる。

一方、すでに著者らは炭素無添加の 17Cr-14Ni 鋼に種々の固溶元素を添加し、700~900°C での高温クリープ強さに及ぼす各元素の影響を調べて、その主たる固溶強化因子を検討した。その結果、固溶原子の大きさ効果が

が最も重要なクリープの強化因子であり²⁾、この大きさ効果は温度の増加とともに減じることを明らかにした³⁾⁴⁾。大きさ効果による強化機構はいまだ明らかではないが、この効果は転位の回復を遅滞させて、下部組織を著しく変化させるものと考えられる。ところが、この下部組織の変化は摩擦応力の大小と密接に関連すると考えられる⁵⁾ので、大きさ効果に温度依存性があるということは、一定の負荷応力下での下部組織及び摩擦応力が温度により異なることを意味すると考えられる。

事実、McLAUCHLIN は 20Cr-25Ni-Nb 鋼を用いて、摩擦応力の温度依存性を調べ、摩擦応力は温度の上昇に伴い減少することを指摘した⁶⁾。ところが、摩擦応力と密接に関連する下部組織⁵⁾ (転位密度あるいはサブグレインサイズなど) は、二、三の例外⁷⁾⁸⁾を除き、一般に、温度により変化しないと考えられており⁹⁾、ORLOVÁ らも Al を用いて転位密度の温度依存性を検討し、定常

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 4 月 27 日受付 (Received Apr. 27, 1981)

* 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ookayama Meguro-ku 152)

Table 1. Chemical composition and heat treatment of steels studied (wt%).

| Steel | Solute element | | C | Si | Mn | Cr | Ni | Solute content | | Heat treatment |
|-------|----------------|---------|-------|------|-------|-------|-------|----------------|-----------------|-----------------|
| | Group | Element | | | | | | wt% | at% | |
| 25-35 | — | — | 0.006 | 0.55 | 1.04 | 25.40 | 34.93 | — | — | 1 170°C×1h→W.Q. |
| 3Cr | VI | Cr | 0.011 | 0.49 | 0.89 | 27.96 | 35.06 | 2.96* | 3.31* | 1 150°C×1h→W.Q. |
| 6Cr | | | 0.008 | 0.62 | 1.12 | 31.03 | 35.69 | 6.03* | 6.40* | 1 150°C×1h→W.Q. |
| 1Mo | | Mo | 0.013 | 0.50 | 0.98 | 25.98 | 35.12 | 1.63 | 0.92 | 1 200°C×1h→W.Q. |
| 2Mo | | | 0.009 | 0.51 | 0.99 | 26.23 | 35.27 | 3.17 | 1.86 | 1 200°C×1h→W.Q. |
| 1W | W | W | 0.001 | 0.45 | 0.88 | 24.00 | 33.77 | 3.04 | 0.94 | 1 150°C×1h→W.Q. |
| 2W | | 0.014 | 0.46 | 0.80 | 22.38 | 35.42 | 5.47 | 1.72 | 1 150°C×1h→W.Q. | |
| 1V | V | V | 0.002 | 0.49 | 1.00 | 25.21 | 34.64 | 0.81 | 0.88 | 1 170°C×1h→W.Q. |
| 2V | | | 0.004 | 0.48 | 0.99 | 25.38 | 34.78 | 1.02 | 1.11 | 1 220°C×1h→W.Q. |
| 1Nb | V | Nb | 0.002 | 0.53 | 1.07 | 25.12 | 34.83 | 0.63 | 0.38 | 1 150°C×1h→W.Q. |
| 2Nb | | | 0.003 | 0.49 | 1.06 | 25.24 | 34.66 | -1.01 | 0.60 | 1 150°C×1h→W.Q. |
| 1Ta | V | Ta | 0.003 | 0.48 | 1.15 | 24.33 | 35.15 | 0.68 | 0.21 | 1 150°C×1h→W.Q. |
| 2Ta | | | 0.002 | 0.50 | 1.01 | 24.60 | 34.79 | 1.16 | 0.36 | 1 150°C×1h→W.Q. |
| 1Ti | IV | Ti | 0.001 | 0.53 | 1.08 | 24.95 | 35.52 | 0.001 | 0.001 | 1 150°C×1h→W.Q. |
| 2Ti | | | 0.005 | 0.51 | 1.05 | 24.78 | 34.79 | 1.23 | 1.42 | 1 150°C×1h→W.Q. |
| 1Zr | IV | Zr | 0.003 | 0.48 | 1.04 | 25.23 | 34.71 | 0.02 | 0.012 | 1 200°C×1h→W.Q. |
| 2Zr | | | 0.002 | 0.47 | 1.05 | 25.24 | 34.77 | 0.07 | 0.043 | 1 200°C×1h→W.Q. |
| 1Hf | IV | Hf | 0.002 | 0.49 | 1.00 | 25.01 | 34.79 | 0.07 | 0.022 | 1 250°C×1h→W.Q. |
| 2Hf | | | 0.002 | 0.50 | 1.04 | 25.10 | 34.97 | 0.15 | 0.047 | 1 250°C×1h→W.Q. |

* Solute content of Cr is indicated as Cr content which exceeds 25wt%.

クリープ速度の温度依存性には転位密度はほとんど寄与しないことを報告している⁷⁾。

以上のように、摩擦応力、あるいはこれと密接に関連する下部組織が温度により変化するか否かについては、いまだ統一見解は提示されていない。

そこで、本研究では試験温度を前報⁷⁾での実験温度より 100°C 低くした 900°C での定常クリープ速度及び摩擦応力に及ぼす Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf の効果を調べ、900°C においても、固溶元素による強化の程度が摩擦応力の変化によつて説明できるか否かを検討するとともに、1000°C での結果¹⁾と比較し、固溶強化及び摩擦応力の温度依存性の有無、並びにそれらがどのような組織因子によるものかを考察する。

2. 供試鋼及び実験方法

供試鋼には前報⁷⁾で用いた 17 鋼種に加え、V を 0.88 及び 1.11 at% の 2 水準で添加した鋼[†]をも準備した。Table 1 に供試鋼の化学組成及び固溶化熱処理条件を示す。

クリープ破断試験及びクリープ速度測定は 900°C、応力 2.0~5.0 kgf/mm² の範囲で行い、クリープ速度及び摩擦応力の測定も前報⁷⁾と同様の手法で行った。

3. 実験結果及び考察

3-1 定常クリープ速度

定常クリープ速度と応力との関係を 6Cr, 2Mo 及び 2W 鋼については Fig. 1(a) に、2V, 2Nb 及び 2Ta

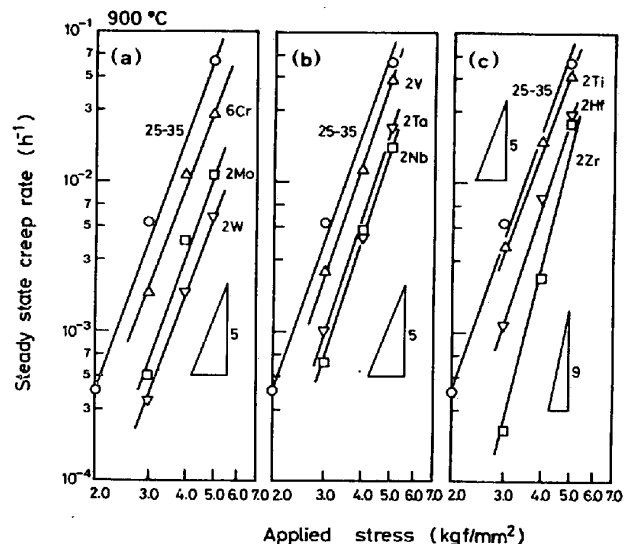


Fig. 1. Steady state creep rate-applied stress curves of 25Cr-35Ni and the other steels. ((a) 6Cr, 2Mo, 2W, (b) 2V, 2Nb, 2Ta, (c) 2Ti, 2Zr, 2Hf)

鋼については Fig. 1(b) に、さらに、2Ti, 2Zr 及び 2Hf 鋼については Fig. 1(c) にそれぞれ 25Cr-35Ni 鋼での結果と併せて示す。(a) の 2Mo 及び 2W 鋼の定常クリープ速度は 25Cr-35Ni 鋼と比べて著しく小さな値を示すが、6Cr 鋼では定常クリープ速度の減少の度合はあまり大きくない。なお、定常クリープ速度の応力指数、 n 値はいずれの固溶元素添加によつても大きくは変化せず、5~6 である。また、(b) の 2Nb 及び 2Ta 鋼の定常クリープ速度は 25Cr-35Ni 鋼と比べ、著しく小さな値を示すが、2V 鋼では定常クリープ速度の減少の度合はあまり大きくはない。なお、 n 値はいずれの鋼種も 5~6 である。さらに、(c) の 2Ti, 2Zr 及び 2Hf 鋼の定常クリープ速度はいずれの応力でも 25Cr-35Ni 鋼と比べ小さく、また、2Zr 鋼ではその減少の度合が低応力

† V 添加鋼を 1000°C でクリープ試験すると、試料表面での酸化が著しく、試験時間が長くなるとデータも大きくばらつくため、前報⁷⁾ではこのシリーズは除いて検討した。しかし、900°C では表面酸化物は試料に比較的密着しているため、本研究ではこの鋼種についても検討を行った。

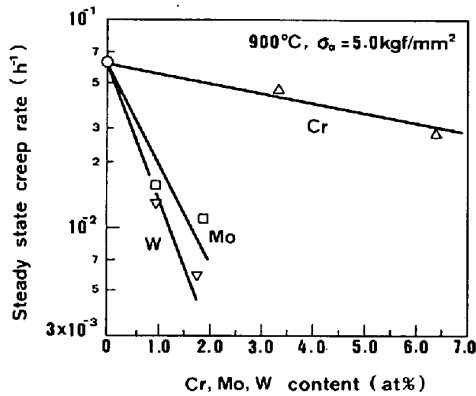


Fig. 2. Effect of solid solution elements, Cr, Mo and W, on the steady state creep rate of 25Cr-35Ni steel at 900°C under an applied stress of 5.0 kgf/mm².

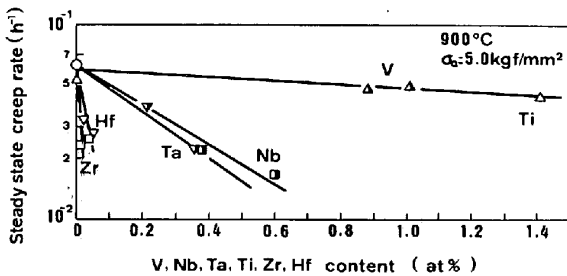


Fig. 3. Effect of solid solution elements, V, Nb, Ta, Ti, Zr and Hf, on the steady state creep rate of 25Cr-35Ni steel at 900°C under an applied stress of 5.0 kgf/mm².

側で著しい。したがって、2Zr鋼の n 値は他の3鋼種に比べ大きく、約9であつた。

ここで、定常クリープ速度に及ぼす固溶元素の効果を比較するため、まず、Cr, Mo及びWの固溶量と900°C、応力5.0 kgf/mm²での定常クリープ速度との関係をFig. 2に示す。いずれの元素も固溶量が増加すると定常クリープ速度は減少するが、Crに比べてMo及びWの効果は著しく大きい。

つぎに、V, Nb, Ta, Ti, Zr及びHfの固溶量と900°C、応力5.0 kgf/mm²での定常クリープ速度との関係をFig. 3に示す。いずれの元素の添加も定常クリープ速度を減少させるが、とくに、Zr及びHfは微量の添加でもその効果が大きく、Nb及びTaも定常クリープ速度を大きく減少させる。しかし、V及びTiの添加の場合は前記4元素に比べ、その効果は小さい。

3.2 摩擦応力

本節では固溶元素添加による定常クリープ速度の減少がどのような組織学的因子に基づくものであるかを検討する。

前報¹⁾では、各固溶元素の増加に伴う定常クリープ速度の減少が下部組織の変化と直接的に関連し、その下部

組織はCuddyが報告したように摩擦応力の大小と直接あるいは間接に関連する²⁾と考えた。そして、この摩擦応力をクリープ抵抗の度合を示す総括的パラメータとして用い、固溶元素添加による摩擦応力の変化を検討した。その結果、負荷応力から摩擦応力を差し引いた有効応力と定常クリープ速度との関係は、固溶元素の種類及び固溶量の多少にかかわらず、一本の直線ではほぼ整理できることを見出し、固溶強化は下部組織の変化によつて生ずる摩擦応力の増加に起因することを結論した¹⁾。

そこで、900°Cでの結果についても同様の検討を試みた。なお、摩擦応力測定にはStrain dip testを用いたが、その詳細については前報¹⁾を参照されたい。

Fig. 4に900°C、負荷応力5.0 kgf/mm²での摩擦応力とCr, Mo及びWの各固溶元素量との関係を示す。Mo及びW量が増すと、摩擦応力は著しく増加する(す

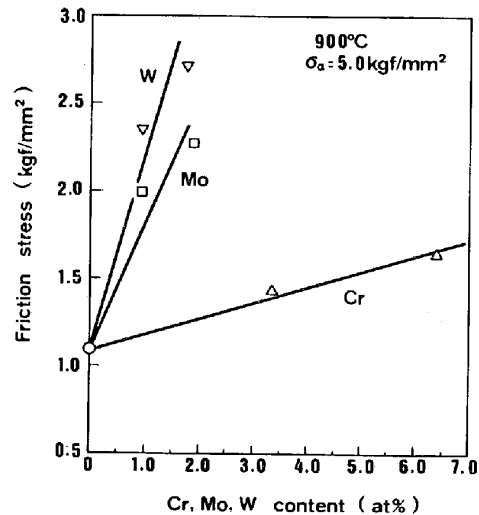


Fig. 4. Effect of solid solution elements, Cr, Mo and W, on the friction stress of 25Cr-35Ni steel at 900°C under an applied stress of 5.0 kgf/mm².

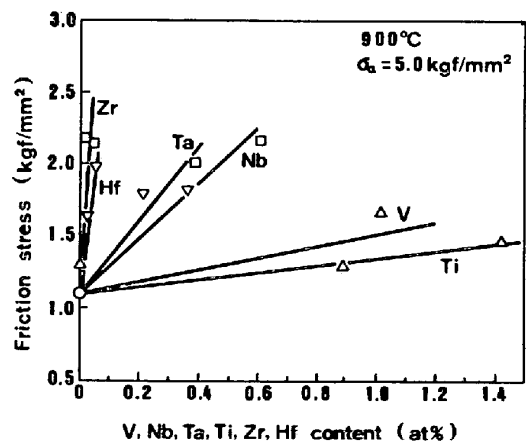


Fig. 5. Effect of solid solution elements, V, Nb, Ta, Ti, Zr and Hf, on the friction stress of 25Cr-35Ni steel at 900°C under an applied stress of 5.0 kgf/mm².

Table 2. Results of detection by TEM of precipitates for the steels interrupted at steady state creep stage at 900°C in the range from 3.0 to 5.0 kgf/mm².

| Stress (kgf/mm ²) | 3Cr | 2Mo | 2W | 2V | 2Nb | 2Ta | 2Ti | 2Zr | 2Hf |
|-------------------------------|-------------|-------------|-------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|
| 5.0 | — (2.5) | — (1.75) | △ (10.0) | — (1.0) | ○ (5.0) | — (5.0) | — (3.5) | — (3.5) | — (3.0) |
| 4.0 | — (8.2) | — (2.5) | △ (10.5) | … | … | … | … | … | … |
| 3.0 | — (23.0) | △ (80.0) | △ (24.0) | … | … | … | … | … | … |

— : Precipitates were not observed.
 △ : Small amounts of precipitates were observed at the grain boundaries.
 ○ : Small amounts of precipitates were observed within the grains.
 … : Not investigated.
 () : Testing time, h

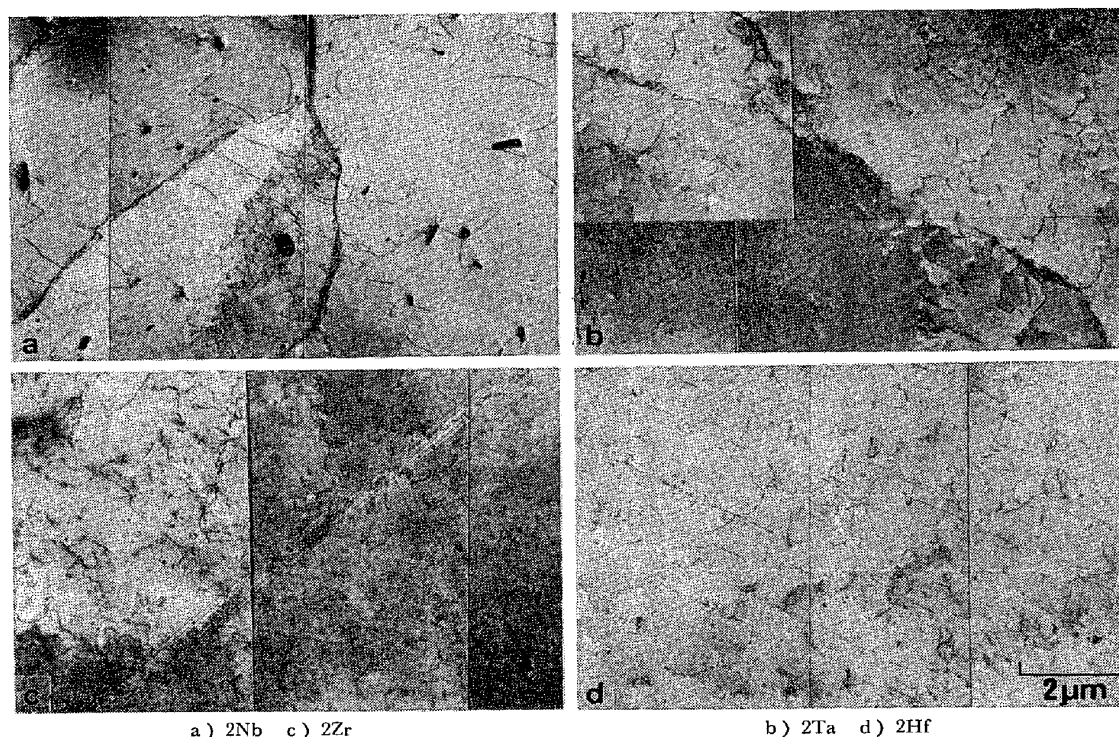


Photo. 1. Transmission electron microstructures of 2Nb, 2Ta, 2Zr and 2Hf steels interrupted at steady state creep stage at 900°C under an applied stress of 5.0 kgf/mm².

なわち、有効応力は減少する)が、Cr 量の増加に伴う摩擦応力の増加の割合は小さい。

つぎに、Fig. 4 と同一条件下での V, Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf の各固溶元素量と摩擦応力との関係を Fig. 5 に示す。Zr 及び Hf は微量でも摩擦応力を著しく増加させ、Nb 及び Ta も摩擦応力を大きく増加させる。しかし、V 及び Ti による摩擦応力の増加の割合は小さい。

これら 9 種類の各元素の固溶量と摩擦応力との関係は Fig. 2 及び 3 に示した各固溶元素量と定常クリープ速度との関係とよく対応している。

3.3 定常クリープ速度に及ぼす固溶元素の効果

900°C における各元素の固溶強化を検討する前に、クリープ試験中に各元素がなお固溶状態にあるか否かを検

討した。定常クリープ領域で試験を中断した試料について透過電顕観察を行い、析出相の有無を調べた結果を Table 2 に示す。2Mo 鋼では 3.0 kgf/mm²、また、2W 鋼では 3.0, 4.0 及び 5.0 kgf/mm² の各応力にて試験した試料で粒界に少量の析出相が確認された。しかし、この析出相は微細であり、その量もごく少ないことからクリープ抵抗を大きくは変化させないと考えられる。

2Nb, 2Ta, 2Zr 及び 2Hf 鋼について、応力 5.0 kgf/mm² での定常クリープ領域にて試験を中断した試料の透過電顕観察組織を Photo. 1 に示す。2Nb 鋼には若干の析出相が認められ、その同定を行つてはいないが、分布は粗であること、また、2Nb 鋼のクリープ速度-時間曲線も他の鋼種と比べて大きな変化が認められないことから、この析出相もクリープ抵抗には大きな影響を与え

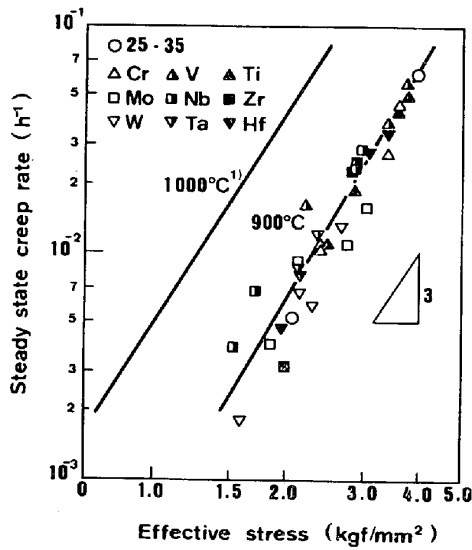


Fig. 6. Relation between steady state creep rate and effective stress for all of the steels creep tested at 900°C.

ないものと考えられる。なお、他の3鋼種はいずれも粒界、粒内とも析出相は認められない。

さて、前節で、各固溶元素量の増加に対する定常クリープ速度の変化は摩擦応力の変化とよく対応していることを明らかにした。そこで、負荷応力から摩擦応力を差し引いた有効応力と定常クリープ速度との関係を検討する。

Fig. 6 に、900°C、負荷応力 3.0~5.0 kgf/mm² での有効応力と定常クリープ速度との関係を Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf 添加鋼及び基本組成鋼について示す。なお、前報の 1000°C での結果¹⁾は直線にて同図中に併記した。固溶元素の種類及びその固溶量の多少とも無関係に定常クリープ速度と有効応力とは、1000°C での結果¹⁾と同様、一本の直線ではほぼ整理でき、かつ、この直線は 1000°C で求めた直線にはほぼ平行であることがわかる。このことより、900°C でも固溶元素添加による定常クリープ速度の減少、すなわちクリープ抵抗の増加は摩擦応力の増加に起因するものと結論される。

3.4 固溶強化の温度依存性

一般に、純金属ではクリープの活性化エネルギー（これを以後、 Q_c と呼ぶ）は自己拡散の活性化エネルギー（これを以後、 Q_d と呼ぶ）にほぼ等しいと考えられている¹⁰⁾。しかし、耐熱鋼などの実用合金では Q_c は Q_d に比べ、一般に高い値を示すことが多い¹¹⁾。たとえば、純ニッケルの Q_c 及び Q_d はともに約 65 kcal/mol である¹²⁾¹³⁾ のに対し、ニッケルを ThO₂ で分散強化した TD ニッケルの Q_c は 3 倍の約 190 kcal/mol である¹⁴⁾。こ

れは析出強化型合金でも同様で、Ni-20Cr 合金の Q_c は約 70 kcal/mol である¹³⁾¹⁵⁾¹⁶⁾ のに対して、これに γ' 相を析出させた Nimonic 80A では 85~125 kcal/mol の値を示している¹⁵⁾¹⁷⁾¹⁸⁾。また、18-8 系ステンレス鋼の Fe 及び Cr の Q_d は 65~70 kcal/mol である¹⁹⁾²⁰⁾ のに対し、 Q_c は 75~90 kcal/mol と若干高い値を示す⁶⁾²¹⁾²²⁾。

Q_c と Q_d との間に見られる差は、分散相あるいは析出相の導入によつて下部組織の温度による変化の度合に差異が生ずることに起因していると考えられ、WEBSTER ら²³⁾ も同様の見解を示唆している。したがつて、同一負荷応力での摩擦応力の温度依存性も分散相あるいは析出相の導入、さらには固溶強化の度合によつて異なることが期待できる。そこで本節では各元素の固溶強化の度合に温度依存性があるか否かを調べるとともに、この温度依存性が摩擦応力の温度依存性に対応するか否かも検討する。

Fig. 7 は Cr, Mo 及び W を添加した各試料の 900 及び 1000°C での定常クリープ速度を、同一条件における基本組成鋼の定常クリープ速度に対する比で表して縦軸にとり、これと各固溶元素量との関係を示したものである。Mo 及び W 量の増加に伴う定常クリープ速度の減少の度合は、1000°C での値に比べ、900°C の方が大きい。しかし、Cr 添加による両温度間の差はわずかである。

同様に、900 及び 1000°C での V, Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf 添加鋼について両者の関係を Fig. 8 に示す。Nb, Ta, Zr 及び Hf の各固溶元素量の増加に伴う定常クリープ速度減少の度合は、前記 3 元素と同様、1000°C に比べ 900°C の方が大きい。しかし、Ti 及び V

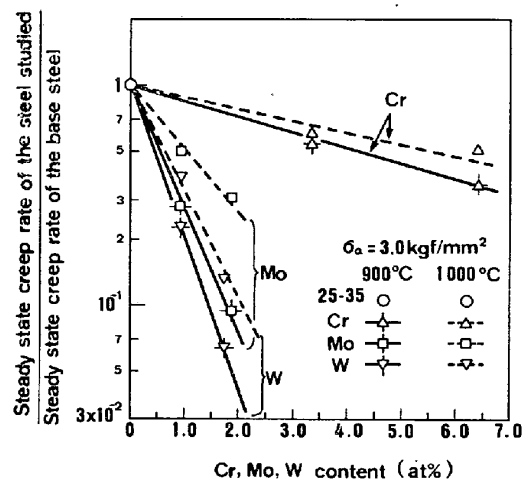


Fig. 7. Temperature dependence of solid solution strengthening obtained by the addition of Cr, Mo and W.

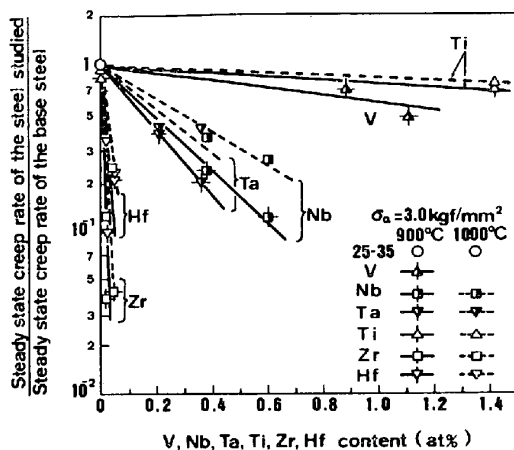


Fig. 8. Temperature dependence of solid solution strengthening obtained by the addition of V, Nb, Ta, Ti, Zr and Hf.

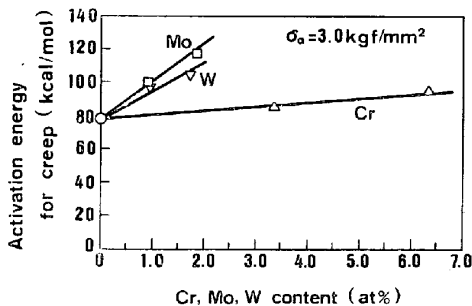


Fig. 9. Effect of solid solution elements, Cr, Mo and W, on the activation energy for creep.

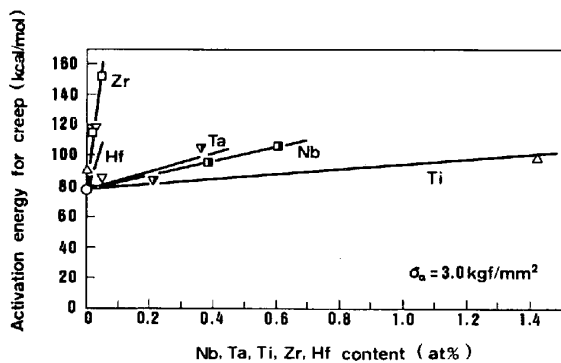


Fig. 10. Effect of solid solution elements, Nb, Ta, Ti, Zr and Hf, on the activation energy for creep.

の場合はその差が小さい。このことから、Mo, W, Nb, Ta, Zr 及び Hf 添加鋼のように、固溶強化の程度の大きい鋼種はその温度依存性も大きくなることがわかる。

そこで、Cr, Mo 及び W の各固溶元素量に対するクリープの活性化エネルギーの変化を Fig. 9 に、また、Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf についての同様の関係を Fig. 10 に示す。いずれの元素の添加もクリープの活性化エネルギーを増加させるが、Mo, W, Nb, Ta, Zr 及び Hf でその効果は大きいことがわかる。したがって、固溶強

化の程度の大きな鋼はその温度依存性が大きく、クリープの活性化エネルギーも大きいことが明らかである。

ところで、前に示した Fig. 6 より、各鋼種の定常クリープ速度を有効応力で整理すると、固溶元素の種類及びその固溶量の多少にかかわらず、1000°C での結果と同様、900°C でも一本の直線ではほぼ整理でき、かつ、この直線は 1000°C での結果より求めた直線にはほぼ平行であることを明らかにした。このことは、有効応力で整理すると、固溶強化の程度によらず、各鋼種とも基本組成鋼と同じ定常クリープ速度の温度依存性をもつことを示唆するものと考えられる。また、Fig. 6 より、900 及び 1000°C で求めた有効応力一定でのクリープ速度から活性化エネルギーを算出すると、 60 ± 5 kcal/mol となり、この値はオーステナイト系ステンレス鋼中の Fe 及び Cr の自己拡散の活性化エネルギー¹⁹⁾²⁰⁾にほぼ等しい。このことは、有効応力でデータを整理して摩擦応力の寄与を消去すると、固溶強化の温度による変化、すなわち固溶元素の添加に伴うクリープの活性化エネルギーの変化をも消去できる^{†2}ことがわかる。

そこで、摩擦応力の温度依存性について検討する。Fig. 11 に 25Cr-35Ni, 6Cr, 2Mo, 2W, 2Nb, 2Ta, 2Ti, 2Zr 及び 2Hf 鋼の摩擦応力と温度との関係を示す。いずれの鋼でも摩擦応力に温度依存性があり、その温度依存性は 25Cr-35Ni 鋼に比べ、6Cr, 2Mo, 2W, 2Nb, 2Ta, 2Zr 及び 2Hf 鋼では大きく、一方、2Ti 鋼ではあまり大きくないことがわかる。

†2 クリープ速度に影響する因子のうちで、摩擦応力の他に温度依存性をもつ因子としては弾性係数が考えられる²⁴⁾²⁵⁾。しかし、本研究での固溶元素量は Cr を除いて、たかだか 2 at% と少ないため、固溶量の増加に伴う弾性係数の温度依存性の変化は少ない²⁶⁾²⁷⁾と考えられる。

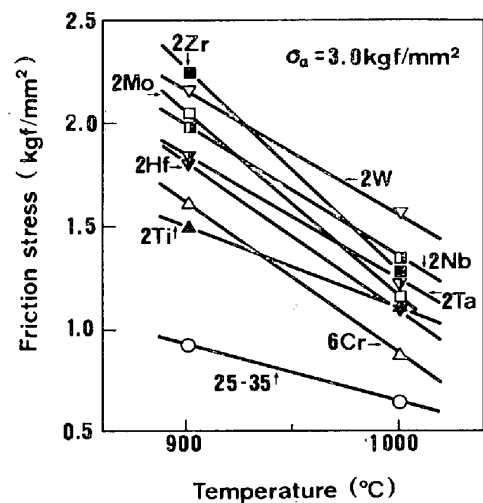


Fig. 11. Temperature dependence of the friction stress obtained for 25Cr-35Ni, 6Cr, 2Mo, 2W, 2Nb, 2Ta, 2Ti, 2Zr and 2Hf steels.

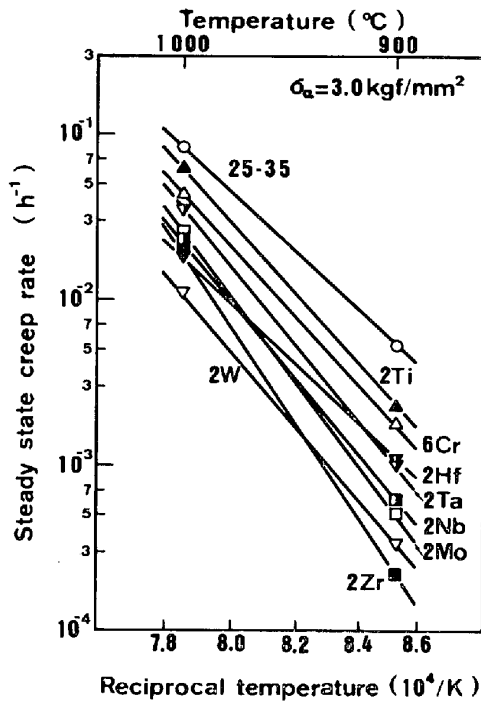


Fig. 12. Arrhenius plot of steady state creep rate.

Fig. 11 と同一鋼種の定常クリープ速度の温度依存性を Fig. 12 に示す. 図より, 定常クリープ速度の温度依存性, すなわち, クリープの活性化エネルギーは 25Cr-35Ni 鋼に比べ, 6Cr, 2Mo, 2W, 2Nb, 2Ta, 2Ti 及び 2Zr 鋼で大きく, 2Hf 鋼ではあまり大きくないことがわかり, この結果は Fig. 11 に示した摩擦応力の温度依存性の大小とほぼ対応している. しかし, 各鋼種の固溶元素量には大きな差異がある.

そこで, 各固溶元素 1 at% あたりについての活性化エネルギーの変化, $\{(Q_c - Q_{c0})/at\% \}$, 及び 900 と 1000°C での摩擦応力の差, $\{\Delta\sigma_f - \Delta\sigma_{f0}/at\% \}^{1/3}$, を算出し, 両者の関係を Fig. 13 に示した. ここで Q_c 及び Q_{c0} はそれぞれ固溶元素を添加した鋼及び基本組成鋼のクリープの活性化エネルギー, また $\Delta\sigma_f$ 及び $\Delta\sigma_{f0}$ はそれぞれ固溶元素を添加した鋼及び基本組成鋼での摩擦応力の温度変化 (900~1000°C) による差を示す. 固溶元素の種類を問わず, 両者の間には互いに比例関係のあることが認められる. このことより, 負荷応力一定でのクリープの活性化エネルギーと有効応力一定でのそれとの差はおもに摩擦応力の温度依存性に起因すると考えられる.

4. 結 論

炭素無添加の 25Cr-35Ni 鋼に Cr, Mo, W, V, Nb,

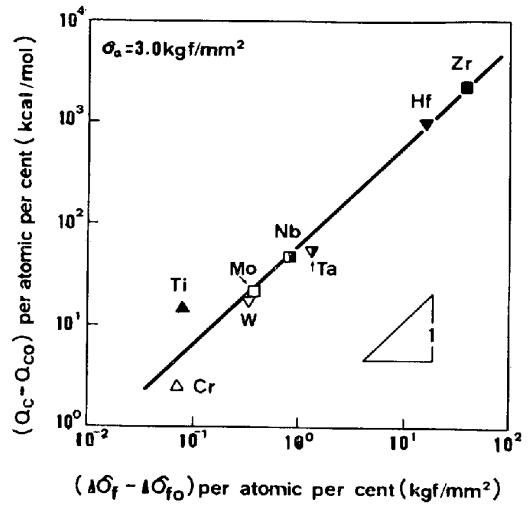


Fig. 13. Relation between the increase in activation energy for creep and the temperature dependence of friction stress due to the addition of solute elements.

Ta, Ti, Zr 及び Hf を添加し, 900°C でのグリープ試験を行うとともに, Strain dip test により摩擦応力をも測定し, 主に, 定常クリープ速度及び摩擦応力に及ぼす各固溶元素の影響を調べた. その結果に基づいて, 固溶元素による強化量が摩擦応力の変化によつて説明できるか否かを検討するとともに, 前報の 1000°C での結果とも比較検討して, 固溶強化の温度依存性を調べ, これがどのような組織学的因子に基づくものであるかを考察した.

1) Mo, W, Nb, Ta, Zr 及び Hf の添加は 25Cr-35Ni 鋼の定常クリープ速度を著しく減少させるが, Cr, V 及び Ti の効果は小さい.

2) Mo, W, Nb, Ta, Zr 及び Hf を添加すると摩擦応力は大きく増加するが, Cr, V 及び Ti の効果は小さい.

3) 各鋼種の 900°C での定常クリープ速度と有効応力との関係を求めると, 前報で示した 1000°C での結果と同様, 固溶元素の種類及びその固容量の多少を問わず, 25Cr-35Ni 鋼と同じ一本の直線でほぼ整理できる.

4) 以上のことより, 25Cr-35Ni 鋼の 900°C, 負荷応力 3.0~5.0 kgf/mm² でのクリープ特性において, Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf の固溶強化は摩擦応力の増加に起因するものと結論される.

5) 固溶元素量の増加に伴う 900°C での定常クリープ速度の変化を 1000°C での結果と比較すると, いずれの元素の場合も 900°C の方が, 定常クリープ速度の減少の度合いが大きく, かつ固溶強化の程度の大きな元素の場合ほどこの傾向が著しい. したがつて, 負荷応力一定でのクリープの活性化エネルギーは, 鋼種により 70~160

¹³ この値は各鋼種の 900 および 1000°C での摩擦応力の差から基本組成鋼の両温度でのそれらの差を差し引いた値を固溶元素 1 at% あたりについて求めた.

kcal/mol の間で変化し、固溶強化の程度が大きな元素を添加した鋼種で高い値を示した。

6) 摩擦応力にも温度依存性が認められ、Ti 添加鋼に比べ、Cr, Mo, W, Nb, Ta, Zr 及び Hf 添加鋼の摩擦応力の温度依存性は大きい。

7) 有効応力一定でのクリープの活性化エネルギーは、固溶元素の種類及びその固溶量の多少を問わず 60 ± 5 kcal/mol である。

8) 5), 6), 7)の結果より、高温クリープにおける固溶強化の温度依存性には摩擦応力の温度依存性が大きく寄与するものと推論した。

終わりに、本実験に協力された東京工業大学大学院 稲積 透及び明星大学理工学部学生 梁瀬光之両氏に深く感謝します。

文 献

- 1) 近藤義宏, 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 987
- 2) 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 980
- 3) 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平, 小林直彦: 鉄と鋼, 63 (1977), S851
- 4) 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平, 多田辰也: 鉄と鋼, 63 (1977), S852
- 5) L. J. CUDDY: Met. Trans., 1 (1970), p. 395
- 6) I. R. McLAUCHLIN: Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys, (1974), p.86 [The Metals Society, London]
- 7) A. ORLOVÁ, Z. TOBOLOVÁ, and J. ČADEK: Phil. Mag., 26 (1972), p. 1263
- 8) A. ORLOVÁ, M. PAHUTOVÁ, and J. ČADEK: Phil. Mag., 25 (1972), p. 865
- 9) S. TAKEUCHI and A. S. ARGON: J. Mat. Sci., 11 (1976), p. 1542
- 10) O. D. SHERDY and P. M. BURKE: Progress in Materials Sci., 13 (1968), p. 323
- 11) W. J. EVANS and G. F. HARRISON: Metal Sci., 10 (1976), p. 307
- 12) 門間改三, 須藤 一, 及川 洪: 日本金属学会誌, 28 (1964), p. 188
- 13) 門間改三, 須藤 一, 及川 洪: 日本金属学会誌, 28 (1964), p. 253
- 14) B. A. WILCOX and A. H. CLAUSER: Trans. Met. Soc. AIME, 236 (1966), p. 570
- 15) D. SIDNEY and B. WILSHIRE: Metal Sci. J., 3 (1969), p. 56
- 16) J. P. DENNISON, R. J. LLEWELLYN, and B. WILSHIRE: J. Inst. Metals, 95 (1967), p. 115
- 17) J. HESLOP: J. Inst. Metals, 91 (1962-63), p. 28
- 18) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: Metal Sci. J., 7 (1973), p. 176
- 19) 松尾 孝: 博士論文 (東京工業大学) (1974), p. 73
- 20) F. R. BECKITT, T. M. BANKS, and T. GLADMAN: Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys (1974), p. 71 [The Metals Society, London]
- 21) 山本俊二, 太田定雄: R&D (神戸製鋼技報), 20 (1970), p. 2
- 22) R. H. KLUNDT, Y. MONMA, and O. D. SHERBY: Third Quarterly Report, April 1, 1975-June 30, 1975, USERDA, Contract AT (04-3)-326-PA # 38 Stanford University, Stanford, Calif.
- 23) G. A. WEBSTER and B. J. PIEARCY: Metal Sci. J., 1 (1967), p. 97
- 24) S. PURUSHOTHAMAN and J. K. TIEN: Acta Met., 26 (1978), p. 519
- 25) F. T. FURILLO, J. M. DAVIDSON, and J. K. TIEN: Mat. Sci. Eng., 39 (1979), p. 267
- 26) 星田達雄: 修士論文 (東京工業大学) (1976), p. 61
- 27) 須藤 一, 山田邦明: 日本金属学会誌, 35 (1971), p. 231