

炭素無添加の 25 Cr-35 Ni 鋼の高温クリープ特性に及ぼす Cr, Mo, W, Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf の影響

近藤 義宏*・松尾 孝*²・(故)篠田 隆之*²・田中 良平*²

Effects of Cr, Mo, W, Nb, Ta, Ti, Zr and Hf on High Temperature Creep Properties of Carbon Free 25 Cr-35 Ni Steel

Yoshihiro KONDO, Takashi MATSUO, the late Takayuki SHINODA, and Ryohei TANAKA

Synopsis:

Steady state creep rates and friction stresses based on the strain dip test were measured at 1 000°C with a series of carbon free 25Cr-35Ni austenitic steels, and the solid solution strengthening with the additions of groups IV, V and VI elements to the steel was discussed in terms of friction stress. The steady state creep rate of the steel decreased remarkably with the increase of Mo, W, Nb, Ta, Zr and Hf contents, but slightly decreased with the additions of Cr and Ti. Friction stress increased remarkably with the additions of Mo, W, Nb, Ta, Zr and Hf, and, therefore, the changes in the steady state creep rate with the additions of these elements was found to be quite similar to that in the effective stress (=applied stress minus friction stress). A single linear relation was found to exist between logarithms of the steady state creep rates and the effective stresses of all the steels independent of the kinds and the amounts of additional solute elements. The results conclusively demonstrate that the solid solution strengthening at the high temperature due to the additions of Cr, Mo, W, Nb, Ta, Ti, Zr and Hf to the carbon free 25Cr-35Ni austenitic steel is mainly attributed to the increase in the friction stress.

1. 緒 言

近年、耐熱金属材料の使用温度の高温化に伴い、高温長時間でも組織が安定な固溶強化型合金が注目され、研究開発が盛んである^{1)~4)}。先に、著者ら^{5)~7)}は耐熱鋼における固溶強化機構の解明を意図し、炭素無添加の 17 Cr-14 Ni 鋼の 700~900°C での高温クリープにおける固溶強化因子について Sherby-Barrett の式⁸⁾

$$\dot{\epsilon}_S = A\gamma^n (\sigma/E)^m D \dots\dots\dots (1)$$

$\dot{\epsilon}_S$: 定常クリープ速度 σ : 応力
 A : 材料固有の定数 E : 弾性係数
 γ : 積層欠陥エネルギー D : 自己拡散係数
 $m \approx 3.5, n \approx 5$

を用いて解析し、種々の固溶元素の添加が γ , E 及び D を変化させることによつて、定常クリープ速度に与える効果は小さく、固溶原子による大きさ効果がクリープにおける最も重要な強化因子であることを指摘した。その

強化機構についてはいまだ明らかではないが、固溶強化により、転位の回復は遅滞し、下部組織はかなり変化すると考えられ、それが固溶強化機構と密接に関係しているものと想像される。

最近 SHERBY ら⁹⁾は下部組織因子の一つであるサブグレインサイズが定常クリープ速度を支配する重要な因子であることを指摘し、(1)式における γ が下部組織因子の一つであることを示唆している。このようなことから、固溶強化を検討する上で、下部組織の変化に関する知見を得ることは重要であると考えられる。

また、CUDDY¹⁰⁾ は 304 鋼を用いて、サブグレインサイズ及び転位密度と摩擦応力[†]との関係を調べ、サブグ

† 前報¹²⁾では、この摩擦応力を CUDDY の論文¹⁰⁾にならつて内部応力 (internal stress) と呼んだ。両者の呼称のいずれをとるべきかについて、いまだ定説はないが、個々の転位の運動ではなく、下部組織を代表する因子として取扱う場合は EVANS ら¹³⁾及び WILSHIRE ら¹⁴⁾¹⁵⁾ が用いたように摩擦応力 (friction stress) とするのが妥当と考え、以下ではこの摩擦応力を用いることとする。

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 9 月 3 日受付 (Received Sept. 3, 1980)

* 東京工業大学大学院 (Graduate School, Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ookayama Meguro-ku 152)

*² 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology)

レインサイズが小さくなり、転位密度が高くなると、摩擦応力は増加するが、特に摩擦応力と転位密度との間によい対応が認められることを示している。

一方、著者らは、先に Hastelloy X¹¹⁾及び炭素無添加の 17Cr-14Ni 鋼¹²⁾を用い、高温での定常クリープ速度の結晶粒度依存性を調べ、100 μm 以下の細粒側での定常クリープ速度の増加は摩擦応力[†]の減少、すなわち有効応力の増加で説明でき、それが下部組織の変化とほぼ対応していることを明らかにした。このことより、摩擦応力の大小は下部組織の変化と密接に関連することが推察される。この観点より、固溶強化に伴う定常クリープ速度の減少と摩擦応力の変化とを比較検討することは意味があろう。

そこで、本研究では炭素無添加で安定なオーステナイト組織を有する高 Cr-高 Ni 鋼を用い、これに第Ⅶ族元素である Cr, Mo 及び W, 第Ⅴ族元素である Nb 及び Ta ならびに第Ⅳ族元素である Ti, Zr 及び Hf を添加して、高温クリープ試験を行い、クリープ強さに及ぼす固溶元素の効果を調べるとともに、クリープにおける摩擦応力の測定を試み、摩擦応力に及ぼす各固溶元素の効果をも調べて、固溶強化の程度と摩擦応力との関係についても考察する。

2. 供試鋼および実験方法

供試鋼の化学組成及び固溶化熱処理条件を Table 1 に示す。基本組成は炭化物などの析出による強度変化を無視できるように炭素を無添加とし、Cr は 1000°C のような高温クリープにおいても十分な耐酸化性を保持するように 25% に高めた。また、Ni はフェライト生成元素を多少添加してもオーステナイト組織が十分安定であるように 35% に高めた。このようにして選定した 25Cr-35Ni 鋼に Cr は 3 及び 6 at%, (Cr を添加した系列の Cr 固溶量としては分析値から 25 wt% 減じた値を用いた)、Mo 及び W はそれぞれ 1 及び 2 at%, Nb は 0.38 及び 0.60 at%, Ta は 0.21 及び 0.36 at%, Ti は 0.001 及び 1.42 at%, Zr は 0.012 及び 0.043 at%, Hf は 0.022 及び 0.047 at% の各 2 水準で添加した計 17 鋼種を用いた。これらの供試鋼は真空高周波炉にて 5 kg の鋼塊に溶製し、これを 15 mm 角棒に熱間鍛伸後、各鋼の結晶粒径を約 200 μm にそろえるため、Table 1 に示す条件で固溶化熱処理を施し、以下の実験に供した。

クリープ破断試験及びクリープ速度測定は 1000°C、応力 1.0~3.5 kgf/mm² の範囲で行い、クリープ速度は差動トランスを用いて、自動記録させたものから読みと

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 × 1 h → W.Q.
3 Cr 6 Cr	Ⅶ	Cr	0.011	0.49	0.89	27.96	35.06	2.96*	3.31*	1 150°C × 1 h → W.Q.
			0.008	0.62	1.12	31.03	35.69	6.03*	6.40*	1 150°C × 1 h → W.Q.
1 Mo 2 Mo	Ⅶ	Mo	0.013	0.50	0.98	25.98	35.12	1.63	0.92	1 200°C × 1 h → W.Q.
			0.009	0.51	0.99	26.23	35.27	3.17	1.86	1 200°C × 1 h → W.Q.
1 W 2 W	Ⅶ	W	0.001	0.45	0.88	24.00	33.77	3.04	0.94	1 150°C × 1 h → W.Q.
			0.014	0.46	0.80	22.38	35.42	5.47	1.72	1 150°C × 1 h → W.Q.
1 Nb 2 Nb	Ⅴ	Nb	0.002	0.53	1.07	25.12	34.83	0.63	0.38	1 150°C × 1 h → W.Q.
			0.003	0.49	1.06	25.24	34.66	1.01	0.60	1 150°C × 1 h → W.Q.
1 Ta 2 Ta	Ⅴ	Ta	0.003	0.48	1.15	24.33	35.15	0.68	0.21	1 150°C × 1 h → W.Q.
			0.002	0.50	1.01	24.60	34.79	1.16	0.36	1 150°C × 1 h → W.Q.
1 Ti 2 Ti	Ⅳ	Ti	0.001	0.53	1.08	24.95	35.52	0.001	0.001	1 150°C × 1 h → W.Q.
			0.005	0.51	1.05	24.78	34.79	1.23	1.42	1 150°C × 1 h → W.Q.
1 Zr 2 Zr	Ⅳ	Zr	0.003	0.48	1.04	25.23	34.71	0.02	0.012	1 200°C × 1 h → W.Q.
			0.002	0.47	1.05	25.24	34.77	0.07	0.043	1 220°C × 1 h → W.Q.
1 Hf 2 Hf	Ⅳ	Hf	0.002	0.49	1.00	25.01	34.79	0.07	0.022	1 250°C × 1 h → W.Q.
			0.002	0.50	1.04	25.10	34.97	0.15	0.047	1 250°C × 1 h → W.Q.

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

つた。また、摩擦応力は Strain dip test¹⁶⁾ によつて求めた。すなわち、定常クリープ領域で荷重を種々の量、瞬間的に低下させ、その直後においてクリープ速度 $\dot{\epsilon} = 0$ となる応力から摩擦応力を決定した。

3. 実験結果および考察

3.1 固溶化組織

供試鋼の光顕による代表的な固溶化組織を Photo. 1 に示す。基本組成の 25 Cr-35 Ni 鋼と、これに Cr, Mo, W, Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf を最も多量に添加したいずれの鋼も、すべて完全なオーステナイト組織を示し、結晶粒径はいずれも約 200 μm である。

3.2 クリープ破断特性

1000°C, 応力 3.0 kgf/mm² での代表的なクリープ曲線を 25 Cr-35 Ni, 6 Cr, 2 Mo, 2 W, 2 Nb, 2 Ta, 2 Ti, 2 Zr 及び 2 Hf 鋼の 9 鋼種について Fig. 1 に示す。い

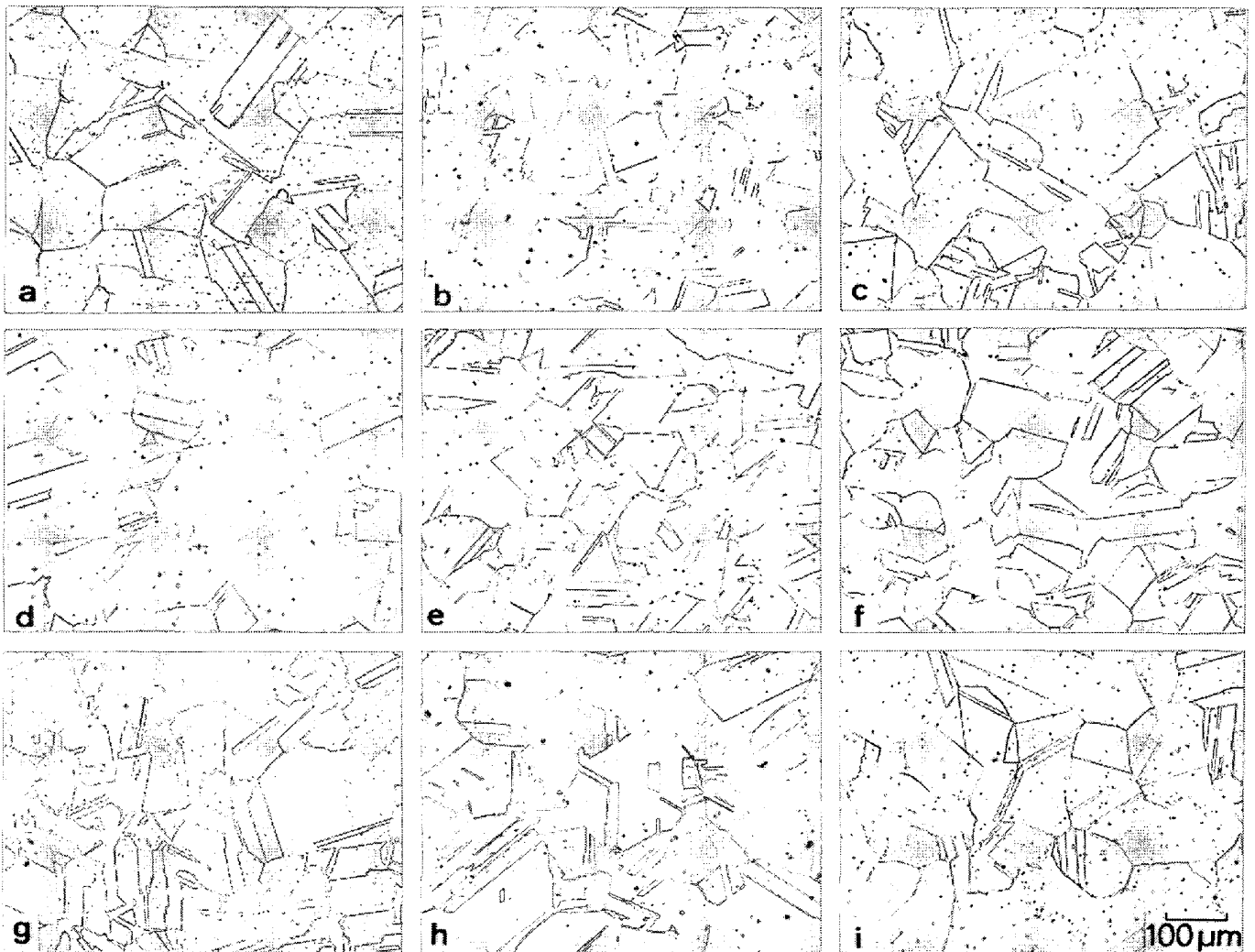
ずれの元素を添加しても破断時間は増加し、W, Nb, Zr 及び Hf の添加による効果はとくに大きい。Cr 及び Ti の添加による増加は小さい。

1000°C, 応力 3.0 kgf/mm² での破断時間と Cr, Mo 及び W の固溶元素量との関係を Fig. 2 に示す。いずれの元素も固溶量の増加とともに破断時間は増加するが、Cr に比べ Mo 及び W の効果は著しく大きい。

Fig. 3 に 1000°C, 応力 3.0 kgf/mm² での破断時間と Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf の固溶元素量との関係を示す。各元素とも固溶量の増加に伴い、破断時間は増加し、とくに Zr 及び Hf の添加による効果は著しく大きい。

3.3 定常クリープ速度

Fig. 4 に 6 Cr, 2 Mo 及び 2 W 鋼の 1000°C での定常クリープ速度と応力との関係を基本組成の 25 Cr-35 Ni 鋼の結果と併せて示す。2 Mo 及び 2 W 鋼の定常ク



a) 25 Cr-35 Ni
 b) 6 Cr
 c) 2 Mo
 d) 2 W
 e) 2 Nb
 f) 2 Ta
 g) 2 Ti
 h) 2 Zr
 i) 2 Hf

Photo. 1. Optical microstructures of 25 Cr-35 Ni austenitic steels after solution treatment.

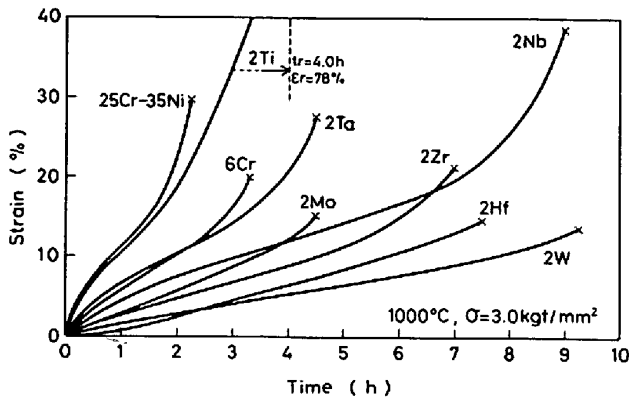


Fig. 1. Representative time-strain curves of 25 Cr-35 Ni, 6 Cr, 2 Mo, 2 W, 2 Nb, 2 Ta, 2 Ti, 2 Zr and 2 Hf steels.

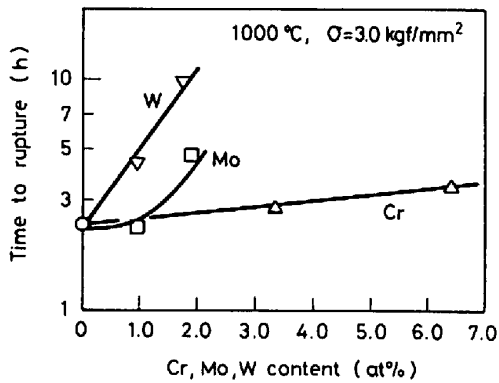


Fig. 2. Effect of solid solution elements, Cr, Mo and W, on the time to rupture of 25 Cr-35 Ni steel at 1000°C under an applied stress of 3.0 kgf/mm².

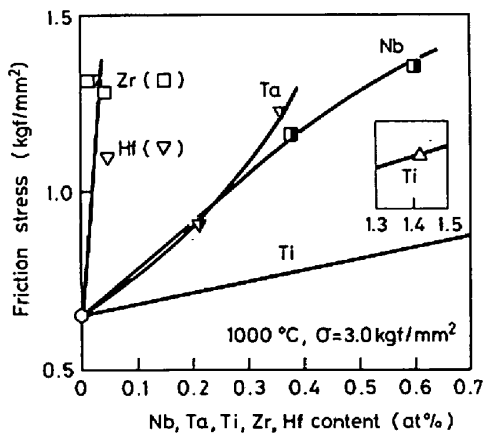


Fig. 3. Effect of solid solution elements, Nb, Ta, Ti, Zr and Hf, on the time to rupture of 25 Cr-35 Ni steel at 1000°C under an applied stress of 3.0 kgf/mm².

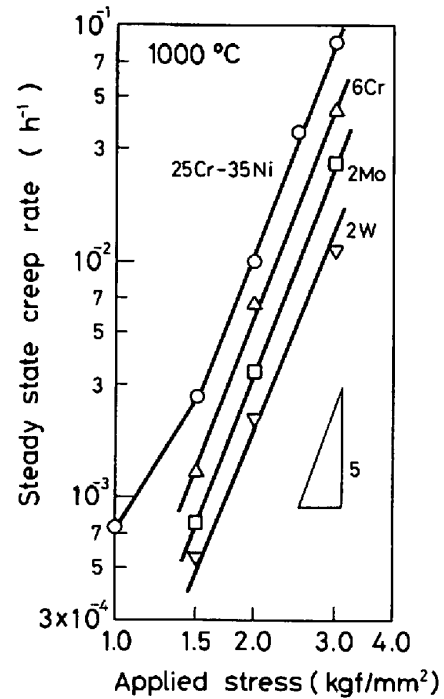


Fig. 4. Steady state creep rate-applied stress curves of 25 Cr-35 Ni, 6 Cr, 2 Mo and 2 W steels at 1000°C.

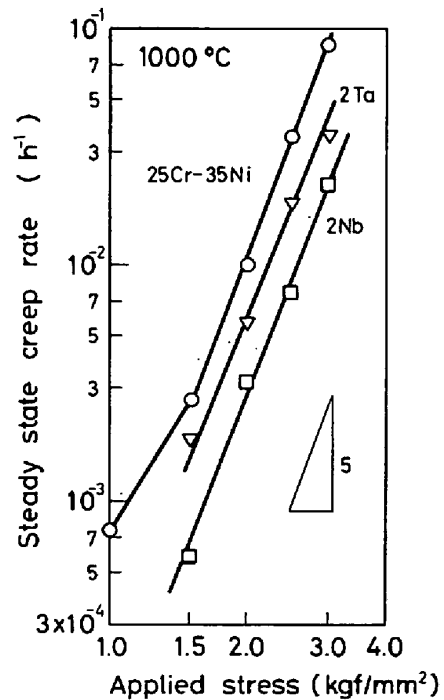


Fig. 5. Steady state creep rate-applied stress curves of 25 Cr-35 Ni, 2 Nb and 2 Ta steels at 1000°C.

リープ速度は 25 Cr-35 Ni 鋼と比べ、著しく小さな値を示すが、6 Cr 鋼の定常クリープ速度は大きくは減少していない。なお、定常クリープ速度の応力指数 n 値はいずれの鋼も約 5 である。

Fig. 5 に 2 Nb 及び 2 Ta 鋼の 1000°C での定常クリ

ープ速度と応力との関係を 25 Cr-35 Ni 鋼の結果と併せて示す。2 Nb 鋼の定常クリープ速度は 25 Cr-35 Ni 鋼と比べて著しく小さな値を示すが、2 Ta 鋼での定常クリープ速度の減少は 2 Nb 鋼に比べて小さい。なお、 n

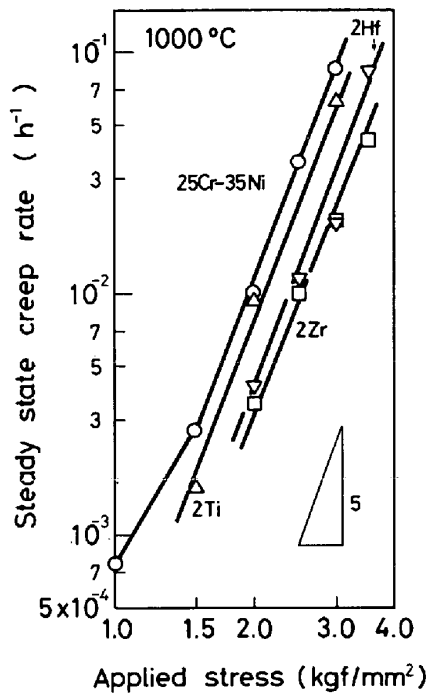


Fig. 6. Steady state creep rate-applied stress curves of 25 Cr-35 Ni, 2 Ti, 2 Zr and 2 Hf steels at 1000°C.

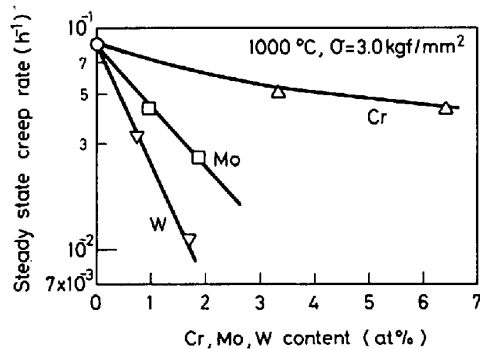


Fig. 7. Effect of solid solution elements, Cr, Mo and W, on the steady state creep rate of 25 Cr-35 Ni steel at 1000°C under an applied stress of 3.0 kgf/mm².

値は両鋼とも約 5 である。

2 Ti, 2 Zr 及び 2 Hf 鋼の 1000°C での定常クリープ速度† と応力との関係を Fig. 6 に 25 Cr-35 Ni 鋼とともに示す。25 Cr-35 Ni 鋼と比べ、2 Zr 及び 2 Hf 鋼の定常クリープ速度は著しく小さいが、2 Ti 鋼ではそれほど減少しない。なお、 n 値は 3 鋼種とも前記 5 元素

† 一部の Zr 及び Hf 添加鋼は試験開始直後に、短時間で最小クリープ速度を示し、その後、徐々に速度を増して、後に比較的長い定常領域を示し、最後に加速クリープ段階に入つて破断に至ることがある。これがどのような原因にもとづくものかは明らかではないが、最小クリープ領域が認められないこともあること、最小クリープ速度と応力との関係に大ききばらつきが生じること、さらにここでは報告しないが、同鋼種についての 900°C での結果¹⁷⁾ ではこの最小クリープ速度域が生じないことから、本研究では最小クリープ速度を示した後に生ずる定常領域でのクリープ速度を定常クリープ速度とした。

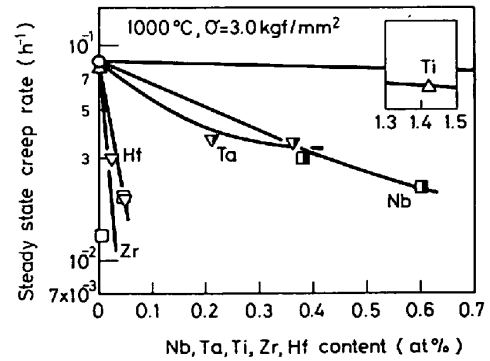


Fig. 8. Effect of solid solution elements, Nb, Ta, Ti, Zr and Hf, on the steady state creep rate of 25 Cr-35 Ni steel at 1000°C under an applied stress of 3.0 kgf/mm².

Table 2. Atomic radius of solute elements and their misfit with mean atomic radius of elements constructing matrix.

Solute element		Atomic radius ¹⁸⁾ , r (Å) (CN=12)	Misfit, ϵ^* (%)
Group	Element		
VI	Cr	1.282	+1
	Mo	1.400	+11
	W	1.408	+11
V	Nb	1.468	+16
	Ta	1.467	+16
IV	Ti	1.462	+15
	Zr	1.602	+27
	Hf	1.580	+25
	Fe	1.274	
	Ni	1.246	

* $\epsilon = (r - r_0) / r_0$, r_0 : mean atomic radius of elements constructing austenite matrix with 25 Cr-35 Ni base composition, 1.266 Å.

を添加した鋼と同様、約 5 である。

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、1000°C、応力 3.0 kgf/mm² での定常クリープ速度と Cr, Mo 及び W の固溶元素量との関係を Fig. 7 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、とくに Mo 及び W の効果が著しいが、Cr の効果は他の 2 元素と比べかなり小さい。

Fig. 8 に 1000°C、応力 3.0 kgf/mm² での定常クリープ速度と Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf の固溶元素量との関係を示す。Zr 及び Hf は微量の添加で定常クリープ速度を著しく減少させ、また、Nb 及び Ta もこれを大きく減少させるが、Ti 添加の効果はごく小さい。

以上の各元素による固溶強化の程度を第 VI, V 及び IV 族元素について検討してみる。Table 2 に TEATUM¹⁸⁾ が求めた各元素の原子半径を各族ごとに分類して示す。なお、オーステナイト素地を構成する元素の平均原子半

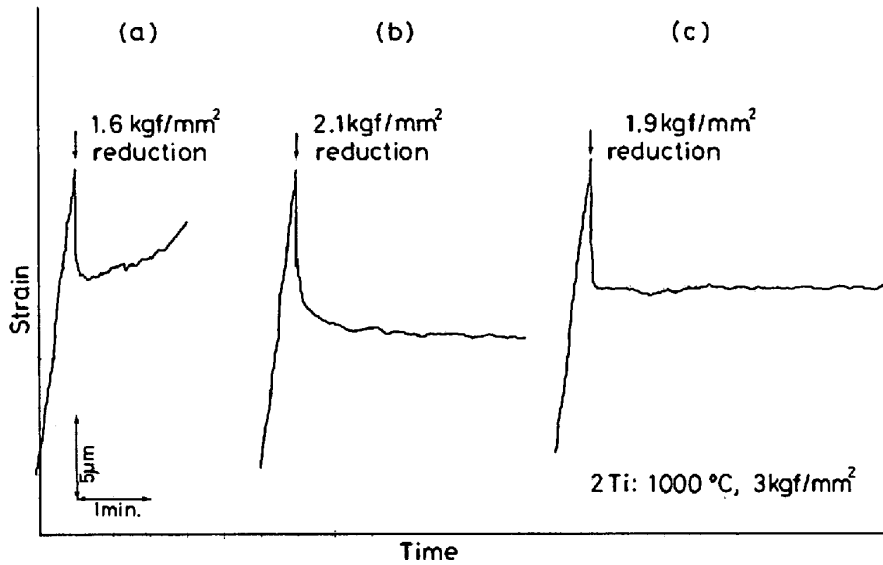


Fig. 9. Representative creep curves of strain dip test to determine the effective stress.

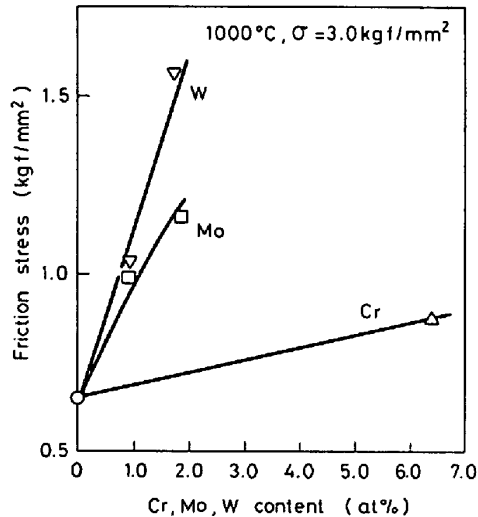


Fig. 10. Effect of solid solution elements, Cr, Mo and W, on the friction stress of 25 Cr-35 Ni steel at 1000°C under an applied stress of 3.0 kgf/mm².

径を1.266 Åとし、これと各元素との原子寸法因子を算出し、同表に併せて示した。同表と前述の Fig. 7 及び 8 との比較より、原子半径が大きな元素ほど固溶強化の程度は大きく、同族元素で原子半径がほぼ等しい元素は強化の程度もほぼ等しいことがわかる。また、固溶元素量を考慮すると第Ⅵ族元素に比べ、第Ⅴ及びⅣ族元素の固溶強化の程度は大きいことがわかる。

3.4 摩擦応力

前節で炭素無添加の 25 Cr-35Ni 鋼に対する Mo, W, Nb, Ta, Zr 及び Hf の添加は 1000°C でもクリーブ破断強さを大きく増大させ、また定常クリーブ速度を著しく減少させること、一方、Cr 及び Ti の効果は前記 6 元素に比べ小さいことを明らかにした。そこで、本節で

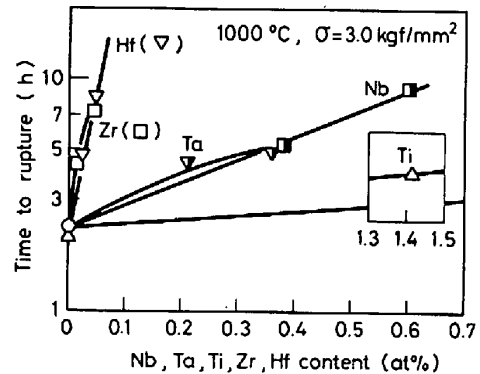


Fig. 11. Effect of solid solution elements, Nb, Ta, Ti, Zr and Hf, on the friction stress of 25 Cr-35 Ni steel at 1000°C under an applied stress of 3.0 kgf/mm².

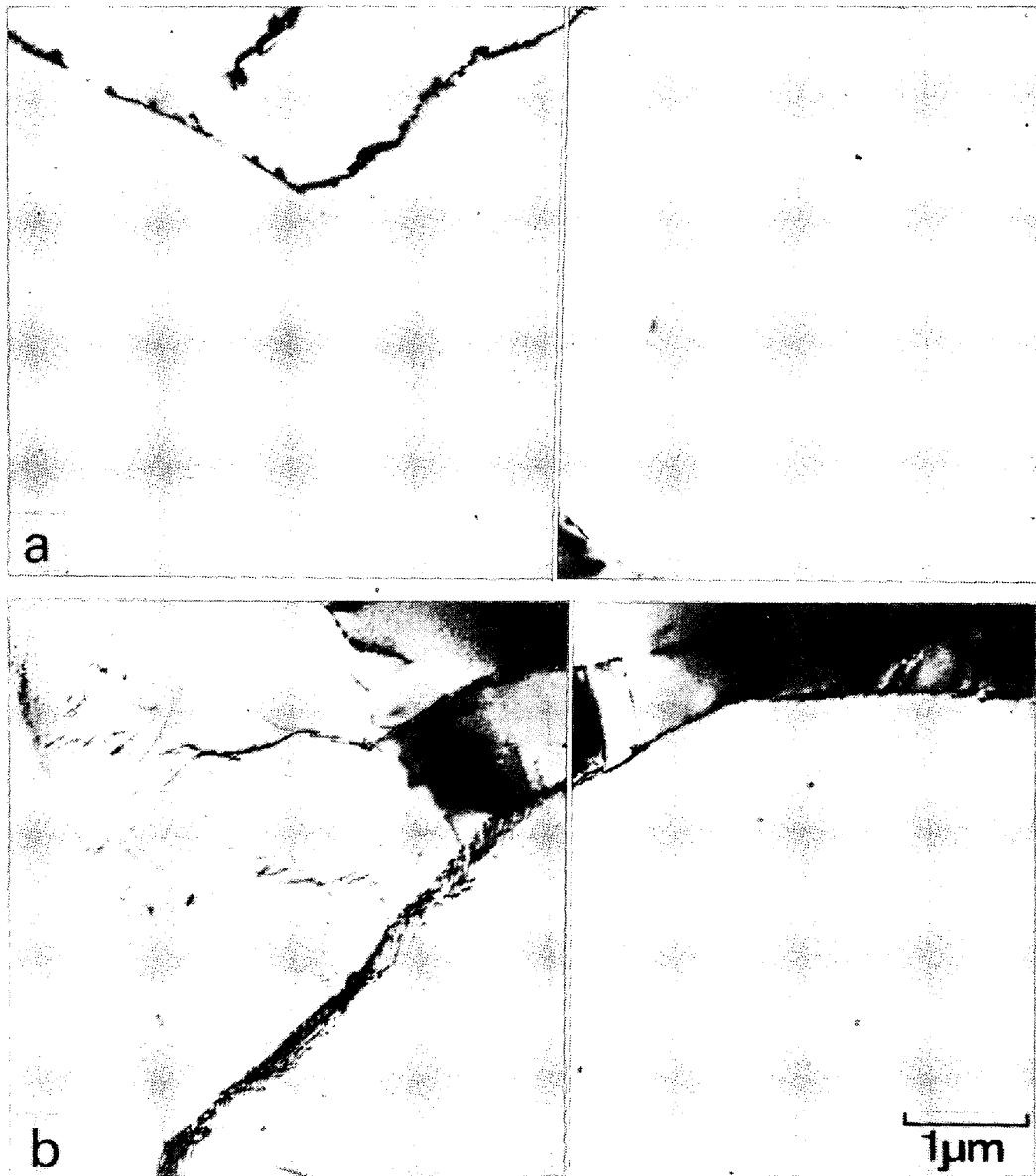
は固溶元素添加による定常クリーブ速度の減少が何に起因するかを検討する。本実験条件でのクリーブの律速過程は Fig. 4, 5 及び 6 で示したように、*n* 値が約 5 であることより、転位の上昇運動と考えられる⁹⁾。したがって、固溶元素量の増加に伴う定常クリーブ速度の減少は、固溶原子が転位の回復を遅滞させることに起因すると思われる。また、このようなオーステナイト 1 相合金では転位の回復の遅速は下部組織の変化と直接的に関連すると考えて差し支えなからう。下部組織の変化を検討するにはサブグレインサイズの大小⁹⁾ 及び転位密度¹⁰⁾ を重視する必要があると考えられるが、CUDDY¹⁰⁾ が報告したように、下部組織は摩擦応力の大小に直接的あるいは間接的に関連すると考え、これを総括的パラメータとして用いることとし、Strain dip test により摩擦応力を測定して、固溶元素添加による摩擦応力の変化を検討する。

Fig. 9 に 2 Ti 鋼について、1000°C、応力 3.0 kgf/mm² で行つた Strain dip test の概略を示す。除荷応力が有効応力よりも小さい場合（除荷応力 1.6 kgf/mm²）には、除荷直後に伸び（positive creep）が認められる(a)。一方、除荷応力が有効応力より大きい場合（除荷応力 2.1 kgf/mm²）には、除荷直後に負のクリープ速度をもつ negative creep が認められる(b)。さらに、除荷応力が有効応力にほぼ等しい場合（除荷応力 1.9 kgf/mm²）には、伸びも、また negative creep も認められない(c)。そこで、この 2 Ti 鋼の 1000°C、応力 3.0 kgf/mm² での有効応力を 1.9 kgf/mm² と決定し、また摩擦応力は負荷応力と有効応力との差より、

1.1 kgf/mm² とした。

Fig. 10 に 1000°C、応力 3.0 kgf/mm² での摩擦応力と Cr, Mo 及び W の固溶元素量との関係を示す。いずれの元素の添加もその固溶量が増すと、摩擦応力も増大するが、Cr に比べ Mo 及び W の効果は著しく大きいことがわかる。

つぎに、Fig. 11 に 1000°C、応力 3.0 kgf/mm² での摩擦応力と Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf の固溶元素量との関係を示す。いずれの元素もその固溶量が増加すると摩擦応力も増大し、とくに Zr 及び Hf の効果が著しく、また Nb 及び Ta も摩擦応力を大きく増大させるが、Ti の効果は前記 4 元素ほど大きくないことがわかる。



a) 2 Nb, tr=9.3 h

b) 2 Zr, tr=7.2 h

Photo. 2. Transmission electron microstructures of 2 Nb and 2 Zr steels ruptured at 1000°C under an applied stress of 3.0 kgf/mm².

以上のことより、25 Cr-35 Ni 鋼に Mo, W, Nb, Ta, Zr 及び Hf を添加すると摩擦応力は増加し、これにより有効応力は減少して、定常クリープ速度が減少すると考えられる。一方、Cr 及び Ti を添加しても摩擦応力はほとんど変化せず、このため定常クリープ速度もほとんど減少しないと考えられる。

このように Cr, Mo, W, Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf の各元素の固溶量と摩擦応力との関係は、先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。

3.5 定常クリープ速度に及ぼす固溶元素の効果について

一般に、耐熱鋼及び耐熱合金では Mo 及び W は固溶強化を目的として添加されるが、Ti, Zr 及び Nb 等は炭化物あるいは γ' 相による析出強化を目的として添加されることが多い。したがって、Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf 添加鋼については、本実験のように低炭素の供試鋼であつても析出物の有無を調べる必要がある。さらに、これら 5 元素は素地を構成する Fe, Ni 及び Cr の 3 元素に比べ、Table 2 で示したように、いずれも原子直径が大きく、固溶限を決定する一つの因子である Hume-Rothery の 15% 則²⁰⁾の境界線上あるいはそれ以上の位置にある。そこで Photo. 2 に 1000°C、応力 3.0 kgf/mm² で破断した 2 Nb 及び 2 Zr 鋼の透過電顕写真を示す。写真より、いずれの鋼種も粒界及び粒内に析出物は認められず、組織は破断に至るまでオーステナイト 1 相であることが明らかである。このことより、前述した実験の範囲内で第 IV 及び V 族元素による定常クリープ速度の減少は、これら元素の固溶強化によるものと考えて差し支えなからう。また、前節で明らかにしたように、各固溶元素量の増加に伴う強化の程度は、固溶元素による摩擦応力の変化とよく対応している。

一方、摩擦応力の変化は、前述したように、主に転位密度あるいはサブグレインサイズ等の下部組織因子の変化と対応していると考えられる。すなわち、Mo, W, Nb, Ta, Zr 及び Hf の添加によつて摩擦応力が增大するのは、固溶元素の添加が安定な下部組織の形成、すなわち転位の回復を著しく遅滞させることに起因しているものと考えられる。したがって、固溶元素添加によるクリープ抵抗の増加が摩擦応力の増加で説明できるならば、有効応力と定常クリープ速度は一義的な関係をもつことが期待できる。

そこで、Fig. 12 に Cr, Mo, W, Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf 添加鋼について、1000°C、負荷応力 1.5~3.5 kgf/mm² の有効応力と定常クリープ速度の関係を基

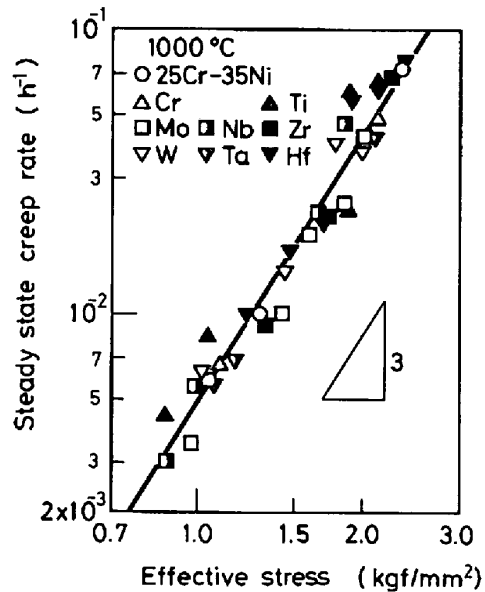


Fig. 12. Relation between steady state creep rate and effective stress for all of the steels creep tested at 1000°C.

本組成鋼である 25 Cr-35 Ni 鋼とともに示す。なお、Strain dip test 中、常に除荷直前のクリープ速度をチェックし、定常クリープ領域であることを確認し、negative creep も検出されない除荷応力が測定できた直前のクリープ速度を、その時点での下部組織に対応するものとして、そのクリープ速度を従来の定常クリープ速度と同等に扱った。すなわち、Fig. 9 で示した除荷応力 1.9 kgf/mm² で除荷する直前のクリープ速度を、この有効応力と対応するクリープ速度とした。図より、固溶元素の種類及びその固溶量の多少にかかわらず、定常クリープ速度と有効応力との関係は 25 Cr-35 Ni 鋼と同じ本の直線ではほぼ整理できることがわかる。このことより、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下部組織の変化を通じての摩擦応力の増加に起因するものと結論される。

4. 結 論

炭素無添加の 25 Cr-35 Ni 鋼に置換型固溶元素である Cr, Mo, W, Nb, Ta, Ti, Zr 及び Hf を添加して、1000°C でのクリープ破断試験及びクリープ速度測定を行い、Strain dip test により摩擦応力をも測定して、クリープ破断強さ、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るとともに、固溶強化の程度と摩擦応力との関係についても検討を加え、以下の結論を得た。

1) Mo, W, Nb, Ta, Zr 及び Hf の添加は 25 Cr-35 Ni 鋼のクリープ破断強さを増大させるが、一方 Cr

及び Ti の添加はクリープ破断強さをほとんど変化させない。

2) Mo, W, Nb, Ta, Zr 及び Hf の添加は 25 Cr-35 Ni 鋼の定常クリープ速度を著しく減少させるが, Cr 及び Ti の添加はこれをほとんど変化させない。

3) 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, 一方, Cr 及び Ti を添加すると摩擦応力はほとんど変化しない。したがって, 負荷応力が同一であつても, 有効応力は Mo, W, Nb, Ta, Zr 及び Hf の添加によつて大きく減少するが, Cr 及び Ti の添加ではほとんど変化しない。

4) 各鋼種の 1000°C での定常クリープ速度と有効応力との関係を調べると, 固溶元素の種類及び固溶量の多少を問わず, 25 Cr-35 Ni 鋼と同じ一本の直線でほぼ整理できる。

5) 以上のことより, 25 Cr-35 Ni 鋼の 1000°C, 応力 1.0~3.5 kgf/mm² でのクリープ特性において, Cr, Mo, W, 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。

終わりに, 本実験に協力された東京工業大学大学院学生河津象司, 木佐貫哲也及び明星大学理工学部学生(現ニダック(株))真鍋哲哉の各氏に深く感謝します。

文 献

- 1) 行俊照夫, 榎木義淳, 吉川州彦: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 994
- 2) 細井祐三, 榎原瑞夫, 篠田 暉, 土田 豊, 関野昌蔵, 青木司郎, 増井 昇: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1004
- 3) 太田定雄, 青田健一, 元田高司: 鉄と鋼, 65

- (1979), p. 1031
- 4) 市原留吉, 西川 廣, 松尾 孝, 田中良平: 学振 123 委研究報告, 20 (1979), p. 263
- 5) 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 980
- 6) 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平, 小林直彦: 鉄と鋼, 63 (1977), S 851
- 7) 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平, 多田辰也: 鉄と鋼, 63 (1977), S 852
- 8) O. D. SHERBY and P. M. BURKE: Progress in Materials Sci., 13 (1968), p. 323
- 9) O. D. SHERBY, R. H. KLUNDT, and A. K. MILLER: Met. Trans., 8A (1977), p. 843
- 10) L. J. CUDDY: Met. Trans., 1 (1970), p. 395
- 11) 近藤義宏, 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, 63 (1977), S 911
- 12) 近藤義宏, 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 896
- 13) W. J. EVANS and G. F. HARRISON: Metal Sci., 10 (1976), p. 307
- 14) H. BURT, J. P. DENNISON, and B. WILSHIRE: Metal Sci., 13 (1979), p. 295
- 15) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: Metal Sci. J., 7 (1973), p. 176
- 16) C. N. ALQUIST and W. D. NIX: Acta Met., 19 (1971), p. 373
- 17) 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平, 梁瀬光之: 鉄と鋼, 66 (1980), S 562
- 18) E. TEATUM, K. GSCHNEIDNER, and J. WABER: LA-2345 (1960) [U. S. Department of Commerce] Washington D. C.
- 19) R. LAGNEBORG: Metal Sci. J., 3 (1969), p. 18
- 20) W. HUME-ROTHERY: The Structures of Alloys of Iron, (1966), p. 84 [Pergamon Press]