

論 文

固溶強化した 25Cr-35Ni 鋼の定常クリープ速度の応力指数およびクリープの活性化エネルギーについての検討

近藤 義宏*・松尾 孝*²・田中 良平*³

Stress Exponent of Steady State Creep Rate and Activation Energy for Creep of Solid Solution Strengthened 25Cr-35Ni Steels

Yoshihiro KONDO, Takashi MATSUO and Ryohei TANAKA

Synopsis:

Based on the analysis of many creep data obtained previously from strain dip test to estimate the effective stress of the solid solution strengthened 25Cr-35Ni steels, the increases of the stress exponent of the steady state creep rate, n , and the activation energy for creep, Q_c , due to the addition of solute elements were discussed by using the following steady state creep rate equation, namely,

$$\dot{\epsilon}_s \propto (\sigma_a - \sigma_f)^{n_0} \exp(-Q_c^*/RT),$$

where σ_f is the friction stress, n_0 the effective stress exponent of the steady state creep rate and Q_c^* the activation energy for creep at constant effective stress.

It was suggested that the values of n and Q_c could be calculated by considering the applied stress and temperature dependence of the friction stress, respectively.

It was found that the calculated values of n and Q_c were in good agreement with those obtained from the creep test.

Then, it was concluded that the change in n with addition of solute elements was mainly attributed to the differences of the effect of various elements on the applied stress dependence of the friction stress and the ratio of the friction stress to the applied stress, while most part of the increase of Q_c was explicable by the temperature dependence of the friction stress.

1. 緒 言

純金属および 2~3 の合金について経験的に求められた SHERBY-DORN の定常クリープ速度式¹⁾は次のように表される。

$$\dot{\epsilon}_s = A \sigma_a^n \exp(-Q_c/RT) \quad \dots\dots\dots (1)$$

$\dot{\epsilon}_s$: 定常クリープ速度 R : 気体定数

σ_a : 負荷応力 A : 材料固有の定数

T : 温度 $n \approx 5$

Q_c : クリープの活性化エネルギー

純金属の場合、応力指数 n は約 5 であり、活性化エネルギー Q_c は自己拡散の活性化エネルギー Q_d に等しいと考えられている²⁾。また、Al-Mg 合金など一部の固溶体合金では n 値は 3 を示すこともあり^{2)~5)}、これら n および Q_c の値はクリープの変形様式を示すパラメータとしてよく用いられる^{2)~11)}。一方、(1)式は多くの実

用合金においても成り立つとされているが、この場合、 n と Q_c はともに予想を上回る大きな値を示すことが多く、析出強化あるいは分散強化された合金での値はとくに大きい^{2)~11)~19)}。これは、析出相あるいは分散相によつてより安定な転位組織が形成され、いわゆる threshold stress (しきい応力) が生ずることに起因するという報告もある^{20)~22)}。

一方、析出相が生じるような合金を高温、低応力でクリープ試験すると、析出相は粗大となつて、クリープ抵抗が減少し、 n 値は小さくなる場合もある^{22)~23)}。このように、定常クリープ速度の大小は組織因子に強く影響されると思われるので、 n および Q_c を検討する場合は、応力および温度の差に伴う下部組織をも含めた組織変化を考慮する必要がある、析出相が生じない、 r 単相合金での系統的な検討が望まれる。

著者らは先に、炭素を無添加とし、炭化物析出の効果

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 9 月 7 日受付 (Received Sep. 7, 1984)

* 東京工業大学工学部 工博 (現: 防衛大学校) (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, Now Defence Academy, 1-10-20 Hashirimizu Yokosuka 239)

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

*³ 東京工業大学工学部 工博 (現: 東京工業大学総合理工学研究科) (Faculty of Engineering, Now Graduate School Science and Engineering at Nagatsuta, Tokyo Institute of Technology)

を無視できるような 25Cr-35Ni 鋼に種々の固溶元素を添加して定常クリープ速度の負荷応力指数 (n) および負荷応力一定でのクリープの活性化エネルギー (Q_c) を調べたところ、 γ 単相の固溶体合金においても、それぞれ 4~10 および 70~160 kcal/mol の範囲で鋼種により大きく異なることを見出した^{24)~27)}。また、Strain dip test²⁸⁾ による摩擦応力 (σ_f) の測定を行い、負荷応力と摩擦応力との差を有効応力 ($\sigma_e = \sigma_a - \sigma_f$) として、定常クリープ速度の有効応力指数 (n_0) および有効応力一定でのクリープの活性化エネルギー (Q^*) を求めたところ、すべての鋼種について、それぞれ約 3 および約 60 kcal/mol となることを明らかにした^{24)~27)}。さらに、摩擦応力の大小は下部組織の変化と対応することもすでに報告した^{29)~32)}。したがって、 γ 単相合金での固溶強化による n および Q_c の変化もまた組織因子に関連すると考えられる。

そこで本研究では、前報の 25Cr-35Ni 鋼に種々の固溶元素を添加した鋼について、 n が n_0 に比べて、また Q_c が Q^* に比べて、いずれも大きくなる^{24)~27)} ことの主要因について、摩擦応力を考慮して表現した定常クリープ速度式、

$$\dot{\epsilon}_s = A'(\sigma_a - \sigma_f)^{n_0} \exp(-Q^*/RT) \dots\dots\dots (2)$$

A' : 材料固有の定数 $n_0 \approx 3$ $Q^* \approx Q_d$
および各鋼の摩擦応力測定データを用いて検討する。

2. n 値についての検討

実用合金の n 値が 5 以上の大きな値を示すことは多くの合金で確かめられ、摩擦応力の概念を用いて、この原因を検討する試みが WILSHIRE らによつて、最近報告された。すなわち、無酸素銅、純鉄、Zn-0.4 Ag³³⁾、25Ni-0.8Al-2.2Ti-0.4Nb 鋼³⁴⁾、銅合金³⁵⁾ および Cr-Mo-V 鋼³⁶⁾ について、定常クリープ速度および摩擦応力が測定され、 n 値は供試材および応力条件によつて大きく変化する (4.8~13) もの、各合金の定常クリープ速度を有効応力で整理すると、

$$\dot{\epsilon}_s \propto (\sigma_a - \sigma_f)^{n_0} \dots\dots\dots (3)$$

が成り立ち、材料および応力によらず、 n_0 はほぼ 4 の一定値となることが示された。このことから、WILSHIRE らは摩擦応力の負荷応力依存性の大小によつて、 n 値が変化することを示唆している。しかし、その実験的な検証はいまだ行われていない^{34)~36)}。

また、PURUSHOTHAMAN ら³⁷⁾ も (2) 式を一般化して、

$$\dot{\epsilon}_s = A''[(\sigma_a - \sigma_f)/E(T)]^{n_0} \exp(-Q^*/RT) \dots\dots\dots (4)$$

を導き、 $n_0 = 4$ と仮定して、 σ_f を推定しているが、 n と

n_0 との関係については言及していない。

ところで、(1) 式について $E(T)$ を含ませて一般化すると、次式が得られる。

$$\dot{\epsilon}_s = A'''(\sigma_a/E(T))^n \exp(-Q_c/RT) \dots\dots\dots (5)$$

ここで、温度を一定とすれば、

$$n = (d \ln \dot{\epsilon}_s / d \ln \sigma_a)_T \dots\dots\dots (6)$$

で表される。これに (4) 式を代入すると、

$$n = [n_0 \sigma_a / (\sigma_a - \sigma_f)] [d(\sigma_a - \sigma_f) / d\sigma_a]_T \dots\dots\dots (7)$$

となり、整理すると、 n と n_0 の関係は次式で求められる。

$$n = n_0 \left[1 - \left(\frac{d\sigma_f}{d\sigma_a} \right) \right] / \left(1 - \frac{\sigma_f}{\sigma_a} \right) \dots\dots\dots (8)$$

(8) 式の $(d\sigma_f/d\sigma_a)$ は 1 以下、また (σ_f/σ_a) は 0~1 の値をとる。したがって、 n 値が大きな値を示すのは $(d\sigma_f/d\sigma_a)$ が小さいか、あるいは (σ_f/σ_a) が大きい場合、すなわち摩擦応力の負荷応力依存性が小さいか、あるいは負荷応力に対して摩擦応力が高い値を示す場合である。著者らがすでに報告した^{29)~32)} ように、摩擦応力と下部組織との間にはよい対応が認められるとすれば、安定かつ密な転位組織をもつ材料は n 値が高いことになる。これは前述した多くの研究結果^{12)~22)} と定性的によく一致している。

そこで、種々の負荷応力での摩擦応力変化を調べて、摩擦応力の負荷応力依存性、 $(d\sigma_f/d\sigma_a)$ 、および負荷応力との比、 (σ_f/σ_a) 、を求め、これらの値を (8) 式の右辺に代入して n 値を算出し、これを負荷応力-定常クリープ速度曲線から求めた n 値と比較して両者により対応が認められれば、負荷応力指数 n は、 $(d\sigma_f/d\sigma_a)$ および (σ_f/σ_a) の関数で表されることになり、したがって下部組織の変化と密接に関連することを実験的に証明できよう。

そこで本節では、種々の固溶元素を添加した 25Cr-35Ni 鋼について、前報^{24)~27)} で求めた 900 および 1000 °C の摩擦応力測定データを用い、各鋼種について (8) 式により n 値を算出し、この値を実験により直接求めた n 値と比較して両者の対応性を調べる。なお、用いた 17 鋼種の化学組成を Table 1 に示す。摩擦応力の測定は 900 および 1000 °C において、それぞれ 3.0~5.0 kgf/mm² および 2.0~3.5 kgf/mm² の負荷応力の範囲で Strain dip test²⁸⁾ により行つた。この試験の詳細は前報^{26)~27)} に述べたのでここでは省略する。

Fig. 1 に 25Cr-35Ni 鋼および Cr, Mo および W を添加したそれぞれ 6Cr, 2Mo および 2W 鋼の 900 °C における摩擦応力と負荷応力との関係を示す。これより $(d\sigma_f/d\sigma_a)$ および (σ_f/σ_a) の値を算出することができ

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

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

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

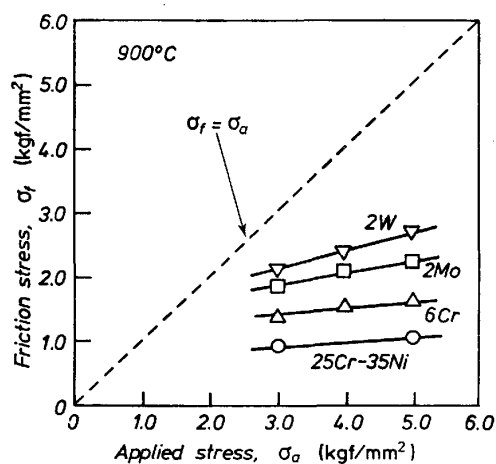


Fig. 1. The applied stress dependence of the friction stress obtained for 25Cr-35Ni, 6Cr, 2Mo and 2W steels at 900°C.

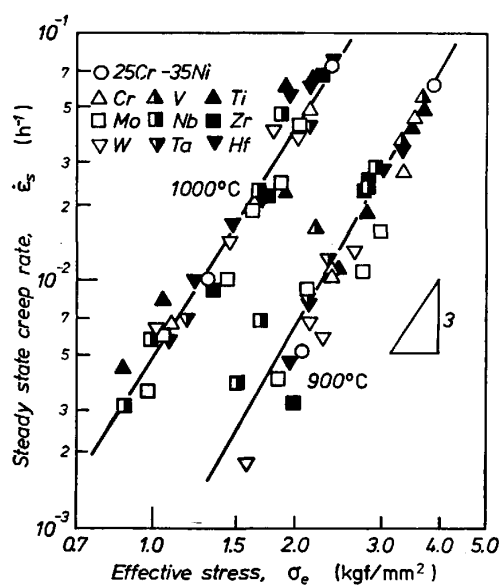


Fig. 2. The steady state creep rate as a function of the effective stress for all of the steels creep tested at 900 and 1000°C.

る。

一方、900 および 1000°C における各鋼種の有効応力と定常クリープ速度との関係を Fig. 2 に示す。固溶元素の種類およびその量の多少を問わず、両者の関係は両温度それぞれに一本ずつの直線で整理されることは明らかである。また、それらの勾配で示される有効応力指数 n_0 も両温度ともほぼ一定の約 3.1 となる。そこで、(8)式の n_0 を 3.1 とした。

17 鋼種について $(d\sigma_f/d\sigma_a)$ および (σ_f/σ_a) を求め、これらを(8)式に代入して計算した n 値 ($n_{calc.}$) を負荷応力-定常クリープ速度曲線より求めた n 値 ($n_{meas.}$) と比較して Table 2 に示した。

また、 $n_{calc.}$ と $n_{meas.}$ との関係を Fig. 3 に示す。

Table 2. Comparison between n value obtained from applied stress-steady state creep rate curves, $n_{(meas.)}$, and that calculated from the applied stress dependence term of the friction stress in Eq. (8), $n_{(calc.)}$, of the steels studied.

Steel	900°C		1 000°C	
	$n_{(calc.)}=n_0 \frac{[1-(d\sigma_f/d\sigma_a)]}{[1-(\sigma_f/\sigma_a)]}$	$n_{(meas.)}=\frac{\log(\dot{\epsilon}_1/\dot{\epsilon}_2)}{\log(\sigma_1/\sigma_2)}$	$n_{(calc.)}=n_0 \frac{[1-(d\sigma_f/d\sigma_a)]}{[1-(\sigma_f/\sigma_a)]}$	$n_{(meas.)}=\frac{\log(\dot{\epsilon}_1/\dot{\epsilon}_2)}{\log(\sigma_1/\sigma_2)}$
25-35	3.9	5.5	4.7	4.3
3Cr 6Cr	4.4 5.5	5.4 5.4	— 5.2	5.1 5.1
1Mo 2Mo	5.1 6.6	4.6 6.1	5.0 4.9	4.2 5.1
1W 2W	4.6 6.2	4.7 5.6	4.4 5.7	5.0 4.3
1Nb 2Nb	5.9 7.0	5.8 6.5	4.9 5.0	4.5 5.2
1Ta 2Ta	6.6 6.6	5.7 6.1	5.3 3.4	4.3 4.3
1Ti 2Ti	4.6 5.3	5.2 5.7	4.0 3.5	5.0 5.3
1Zr 2Zr	9.7 8.5	9.4 9.3	5.0 5.5	6.3 4.5
1Hf 2Hf	8.3 5.9	8.1 6.3	5.1 4.4	6.2 5.4

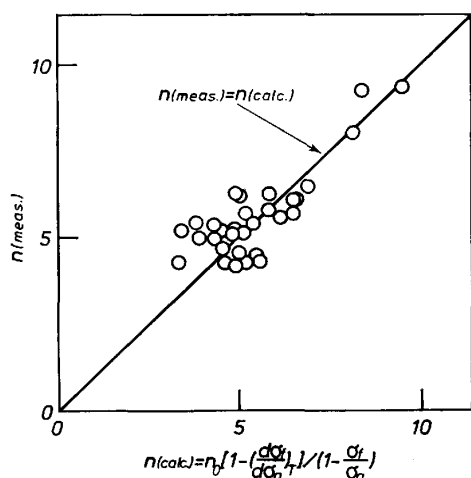


Fig. 3. Relationship between measured and calculated n value by using Eq. (8) for all of the steels.

実測の応力指数 $n_{(meas.)}$ は計算により求めた $n_{(calc.)}$ にほぼ対応している。

このことから、固溶元素量の増加に伴う n 値の増加は、摩擦応力の負荷応力依存性の減少あるいは摩擦応力の負荷応力に対する比の増大に起因すると推察される。

3. クリープの活性化エネルギーについての検討

著者らは、固溶元素量の増加によるクリープの活性化エネルギーの増加は負荷応力一定での摩擦応力の温度依

存性に起因することを示唆し²⁵⁾²⁷⁾、下部組織もこれに対応して、同一負荷応力では温度が低いほど密な転位組織を呈することを明らかにした^{30)~32)}。

WILSHIRE らは Nimonic 80 A¹⁷⁾ および Nimonic 105¹⁸⁾ を用いて Q_c を求めたところ、Nimonic 80 A では 110 kcal/mol, Nimonic 105 では 123 kcal/mol となるのに対し、定常クリープ速度を有効応力で整理すると、前述の(2)式で表され、 Q^* の値は Nimonic 80 A では 73 kcal/mol, Nimonic 105 では 74 kcal/mol にまで減少し、これらの Q^* の値は γ 母相の主構成元素である Ni の自己拡散の活性化エネルギー Q_d (約 70 kcal/mol)^{15)38)~41)} にほぼ等しくなることを示した。しかし、 n 値の場合と同様、上述の結果に対する理由についてはいまだ検討が加えられていない。

ところで TIEN ら³⁷⁾⁴²⁾ は、 Q_c が Q_d より大きくなるのは摩擦応力の温度依存性のみではなく、弾性係数の温度依存性にも起因することを報告している。すなわち、応力一定の場合、 Q_c は(5)式より、

$$Q_c = [d \ln \dot{\epsilon}_s / d \ln (1/T)]_{\sigma_a} \dots \dots \dots (9)$$

で表される。これに(4)式を代入すると、 Q_c と Q^* との関係は、

$$Q_c = Q^* + K_E + K_f \dots \dots \dots (10)$$

$$K_E = -(n_0 RT^2 / E_{(T)}) \cdot (dE_{(T)} / dT)_{\sigma_a}$$

$$K_f = -[n_0 RT^2 / (\sigma_a - \sigma_f)] \cdot (d\sigma_f / dT)_{\sigma_a}$$

で示され、 Q_c は弾性係数と摩擦応力のそれぞれの温度

Table 3. Elastic modulus, $E(T)$, at 871 and 982°C and the temperature dependence term of elastic modulus in Eq. (10), K_E , of various superalloys.

Alloy	Elastic modulus, $E(T)$ (kgf/mm ²)		Ref.	$K_E = -\frac{n_E RT^2}{E(T)} \cdot \frac{dE(T)}{dT}$ (kcal/mol)
	871°C	982°C		
Alloy 713C	$\times 10^4$ 1.59	$\times 10^4$ 1.50	43, 44	4.4
Alloy 713LC	1.52	1.38	43, 45	7.5
B-1900	1.67	1.57	43	4.6
IN-100	1.65	1.54	43, 46	5.7
IN-162	1.53	1.43	43	5.4
IN-738	1.54	1.43	43, 47	6.2
MAR-M200	1.64	1.48	43	8.5
MAR-M200(DS)	0.92	0.81	43	10.6
MAR-M246	1.59	1.52	43	3.3
HASTELLOY alloy X	1.40	1.30	48	5.9
INCONEL alloy 600	1.60	1.48	48	6.7
INCONEL alloy 601	1.44	1.29	48	8.8
INCONEL alloy 617	1.53	1.42	48	6.2
INCONEL alloy 718	1.42	1.22	48	12.2
INCONEL alloy X750	1.55	1.41	48	8.1
INCONEL alloy MA753	1.64	1.45	49	10.0
NIMONIC alloy 75	1.59	1.44	48	7.9
NIMONIC alloy 81	1.41	1.29	48	7.2
NIMONIC alloy 90	1.61	1.46	48	7.8
NIMONIC alloy 105	1.58	1.41	48	9.6
NIMONIC alloy 115	1.67	1.56	48	5.6
NIMONIC alloy 263	1.61	1.48	48	6.6
NIMONIC alloy 942	1.41	1.24	48	10.0
NIMONIC alloy PE16	1.40	1.26	48	8.2
NIMONIC alloy PK33	1.65	1.45	48	10.3
TD Nickel	1.03	0.93	48	8.8
UDIMET 500	1.64	1.48	48	8.8
UDIMET 700	1.70	1.55	48	7.4
WASPALLOY	1.61	1.48	48	6.6
INCOLOY 800	1.41	1.31	48	5.0
INCOLOY 801	1.47	1.38	48	5.2
INCOLOY 807	1.30	1.21	48	5.9

Table 4. Elastic modulus, $E(T)$, at 900 and 1000°C and the temperature dependence term of elastic modulus in Eq. (10), K_E , of SUS 304 and Ni-20Cr alloy.

Alloy	Elastic modulus, $E(T)$ (kgf/mm ²)		Ref.	$K_E = -\frac{n_E RT^2}{E(T)} \cdot \frac{dE(T)}{dT}$ (kcal/mol)
	900°C	1000°C		
SUS 304	1.20×10^4	1.05×10^4	50	12.0
Ni-20Cr	1.18	1.10	51	6.3
Ni-20Cr-5W	1.23	1.15	51	6.0
Ni-20Cr-10W	1.32	1.24	51	5.6
Ni-20Cr-15W	1.41	1.31	51	6.6
Ni-20Cr-20W	1.51	1.39	51	7.4
Ni-20Cr	1.31	1.23	52	5.7
Ni-20Cr-5Mo	1.40	1.36	52	2.6
Ni-20Cr-10Mo	1.60	1.52	52	4.6

依存性を含めて表示される。そこで、この式の K_E について、まず検討を加える。なお、供試鋼の 900 および 1000°C における弾性係数については、文献による SUS 304 および代表的な耐熱合金の弾性係数から推定した。

Table 3 に代表的な Ni 基耐熱合金 (一部 Fe 基合金も含む) の 871 および 982°C での弾性係数^{(43)~(49)}とその温度依存項 (K_E) の計算値を示す。多くの Ni 基耐

熱合金における弾性係数の温度依存項の計算値は 5~10 kcal/mol の範囲にある。しかし、ThO₂ で分散強化した TD ニッケルの著しく高いクリープの活性化エネルギー (約 110 kcal/mol⁽¹²⁾) と Ni の自己拡散の活性化エネルギー (約 70 kcal/mol^{(15)(38)~(41)}) との大きな差は K_E (約 9 kcal/mol) のみでは説明できないことがわかる。

Table 4 に SUS 304⁽⁵⁰⁾ および Ni-20Cr 系合金の 900 および 1000°C での弾性係数⁽⁵¹⁾⁽⁵²⁾ とそれらから求めた弾性係数の温度依存項 (K_E) の計算値を示す。弾性係数の温度依存性による Q_c の増加分はたかだか 10 kcal/mol 程度であり、さらに、Ni-20Cr-W 合金では W の固溶量が 20% まで増加しても K_E はほとんど変化しない。以上のことから、固溶元素の種類および固溶量の多少によりクリープの活性化エネルギーが変化するのには、弾性係数の温度依存性よりも、むしろ摩擦応力の温度依存項, K_f , の大小に起因すると考えられる。

そこで、次に Fig. 4 に示すように、負荷応力一定での各鋼の 900 および 1000°C における σ_f の変化量を求めて、摩擦応力の温度依存項を計算し、固溶元素の添加に伴う変化を調べた。

Fig. 5 に Q_c , 計算により求めた摩擦応力の温度依存項 (K_f) および ($Q_c - K_f$) の Va 族元素, Cr, Mo および W の固溶量による変化を示す。 K_f は固溶量とともに増加するが、その変化の様子は Q_c の固溶元素量に対する変化とよく対応している。また Q_c と K_f との差は鋼種を問わず、約 60 kcal/mol となり、この値はすでに報告した Q^* の値⁽²⁵⁾⁽²⁷⁾ にほぼ等しい。

Fig. 6 には同様に、Va および Va 族元素の固溶量

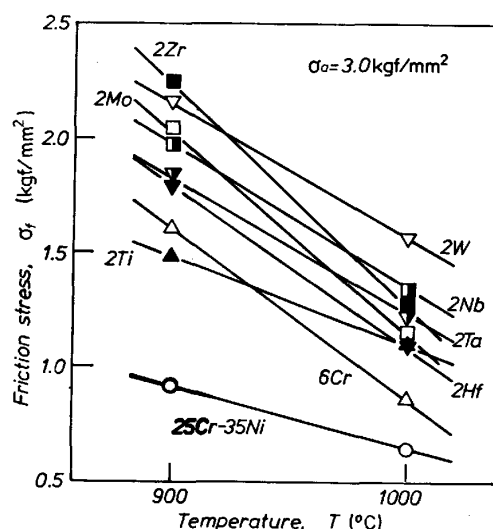


Fig. 4. The temperature dependence of the friction stress obtained for 25Cr-35Ni, 6Cr, 2Mo, 2W, 2Nb, 2Ta, 2Ti, 2Zr and 2Hf steels at 3.0 kgf/mm².

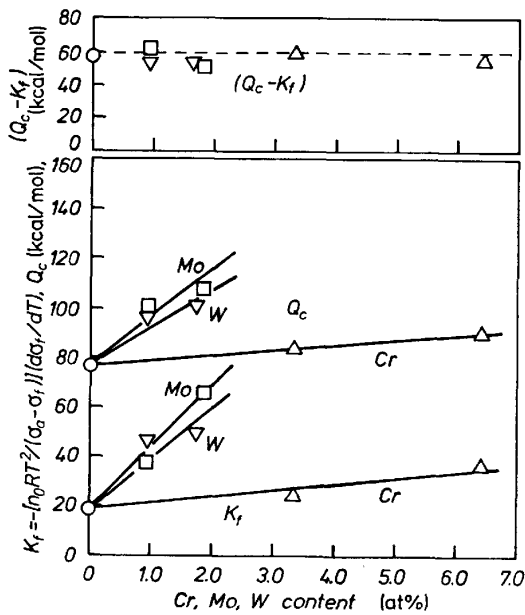


Fig. 5. Effect of solute elements, Cr, Mo and W, on the activation energy for creep, Q_c , and the temperature dependence term of the friction stress in Eq. (10), K_f .

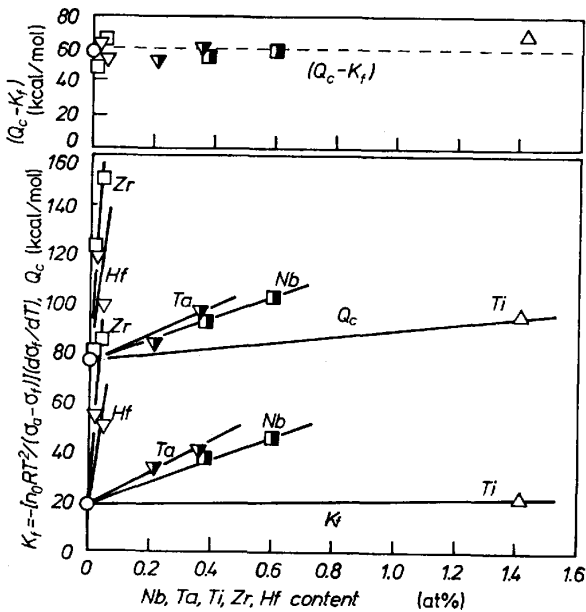


Fig. 6. Effect of solute elements, Nb, Ta, Ti, Zr and Hf, on the activation energy for creep, Q_c , and the temperature dependence term of the friction stress in Eq. (10), K_f .

に伴う Q_c , K_f および $(Q_c - K_f)$ の変化を示す。Fig. 5 の場合と同様、固溶量の増加に伴い、 K_f の値は増加し、かつ Q_c の変化とはほぼ対応している。また、 $(Q_c - K_f)$ はやはり鋼種を問わず、約 60 kcal/mol であり、 Q_c^* の値^{25) 27)} にほぼ等しい。

Fig. 7 に各鋼の Q_c の実測値、 $Q_{c(meas.)}$ 、と (10) 式による計算値、 $Q_{c(calc.)}$ 、との関係を示す。ただし、

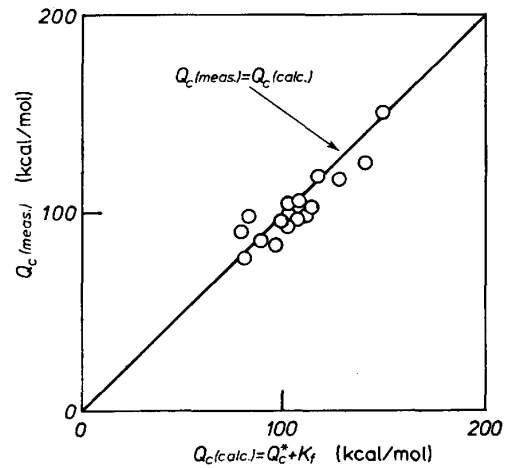


Fig. 7. Relationship between the measured activation energy for creep, $Q_{c(meas.)}$, and the calculated one by using Eq. (10), $Q_{c(calc.)}$, for all of the steels.

$Q_{c(calc.)}$ を求める際、(10) 式の Q_c^* を 60 kcal/mol とし、 K_E は 10 kcal/mol 以下であるため無視した。いずれの鋼種でも計算値と実測値はよい一致を示している。

以上のことより、クリープの活性化エネルギー Q_c の大小は、おもに摩擦応力の温度依存性の大小に起因するものと結論される。

4. 結 論

本研究では 25Cr-35Ni 鋼に置換型固溶元素を添加すると定常クリープ速度の応力指数 n が増加し、また、クリープの活性化エネルギー Q_c も増大することに着目し、この n および Q_c の変化を摩擦応力 σ_f の観点から検討した。すなわちまず、すでに明らかにした定常クリープ速度の有効応力指数 n_0 (≈ 3)、および有効応力一定でのクリープの活性化エネルギー Q_c^* (60 \pm 5 kcal/mol) を用い、定常クリープ速度の経験式、 $\dot{\epsilon}_s = A'(\sigma_a - \sigma_f)^{n_0} \exp(-Q_c^*/RT)$ より、 n および Q_c と σ_f の関係式を導いた。さらに、これらの式に各鋼について実測した σ_f のデータを代入して、 n および Q_c が σ_f の関数として表されるか否かを検討して、以下の結論を得た。

1) n と n_0 との関係式は σ_f の負荷応力 (σ_a) 依存性を示す項、 $(d\sigma_f/d\sigma_a)$ 、および (σ_f/σ_a) の比を示す項をもつ。この関係式を用い、各鋼について種々の σ_a における σ_f のデータより、 n を求めると、計算値と実測値とはよい一致を示した。したがって、固溶元素添加による n 値の変化は、摩擦応力の負荷応力依存性、 $(d\sigma_f/d\sigma_a)$ 、あるいは負荷応力に対する摩擦応力の比、 (σ_f/σ_a) 、の変化に起因すると推論された。

2) Q_c と Q_s^* との関係式には弾性係数, $E(T)$, および σ_f の温度依存性を示す項を含むが, Q_c に対する $E(T)$ の温度依存項の寄与は最大で 10 kcal/mol 程度に過ぎない. 一方, 900 および 1000°C での σ_f の実測値から σ_f の温度依存項を求め, これに Q_s^* を加えると, 各鋼について求めた実測の Q_c とよい一致を示した. したがって, 固溶元素添加による Q_c の増加は, その大半が摩擦応力の温度依存性で説明できるものと結論される.

文 献

- 1) J. E. DORN: J. Mech. Phys. Solids, 3 (1955), p. 85
- 2) O. D. SHERBY and P. M. BURKE: Progress Mater. Sci., 13 (1967), p. 325
- 3) K. TOMA, H. YOSHINAGA and S. MOROZUMI: Trans. JIM., 17 (1976), p. 102
- 4) 辛島誠一: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 820
- 5) 及川 洪, 佐伯真事, 辛島誠一: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 843
- 6) M. F. ASHBY: Acta Metall., 20 (1972), p. 887
- 7) S. TAKEUCHI and A. S. ARGON: J. Mater. Sci., 11 (1976), p. 1542
- 8) 及川 洪: 日本金属学会会報, 17 (1978), p. 875
- 9) S. C. MISRO and A. K. MUKHERJEE: Rate Processes in Plastic Deformation of Material, ed. by J. C. M. LI and A. K. MUKHERJEE (1975), p. 434
- 10) J. GITTUS: Creep, Viscoelasticity and Creep Fracture in Solids (1975), p. 274 [John Wiley & Sons, New York]
- 11) V. LUPINC: High Temperature Alloys for Gas Turbines 1982, ed. by R. BRUNETAUD, D. COUTSOURADIS, T. B. GIBBONS, Y. LINDBLOM, D. B. MEADOWCROFT and R. STICKLER (1982), p. 395 [D. Reidel Publishing Company, Dordrecht, Holland]
- 12) B. WILCOX and A. H. CLAUSER: Trans. Metall. Soc. AIME (1966) 236, p. 570
- 13) C. L. MEYERS, J. C. SHYNE and O. D. SHERBY: J. Australian Inst. Met., 8 (1963), p. 171
- 14) C. L. MEYERS and O. D. SHERBY: J. Inst. Met., 90 (1961-62), p. 380
- 15) D. SIDEY and B. WILSHIRE: Met. Sci. J., 3 (1969), p. 56
- 16) J. HESLON: J. Inst. Metals, 91 (1961-62), p. 28
- 17) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: Met. Sci. J., 7 (1973), p. 176
- 18) H. BURT, J. P. DENNISON and B. WILSHIRE: Met. Sci., 13 (1979), p. 295
- 19) D. MCLEAN: Rep. Progress Phys., 29 (1966), p. 1
- 20) O. D. SHERBY, R. H. KLUNDT and A. K. MILLER: Metall. Trans., 8A (1977), p. 843
- 21) S. L. ROBINSON and O. D. SHERBY: Acta Metall., 17 (1969), p. 109
- 22) 藤田春彦, 田中 学, 田中雄三: 鉄と鋼, 67 (1981), S 501
- 23) 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 日本金属学会会報, 22 (1983), p. 24
- 24) 近藤義宏, 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 学振 123 委研究報告, 20 (1979), p. 235
- 25) 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 学振 123 委研究報告, 21 (1980), p. 137
- 26) 近藤義宏, 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 987
- 27) 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 690
- 28) C. N. ALQUIST and W. D. NIX: Acta Metall., 19 (1971), p. 373
- 29) 稲積 透, 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 学振 123 委研究報告, 21 (1980), p. 197
- 30) 近藤義宏, 稲積 透, 竹山雅夫, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, 67 (1981), S 423
- 31) 近藤義宏: 東京工業大学博士論文 (1981), p. 64
- 32) 竹山雅夫, 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1247
- 33) P. W. DAVIES, G. NELMES, K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: Met. Sci. J., 7 (1973), p. 87
- 34) P. L. THREADGRILL and B. WILSHIRE: Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys (1971), p. 8 [The Metals Society, London]
- 35) G. NELMES and B. WILSHIRE: Scripta Met., 10 (1976), p. 697
- 36) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: Mater. Sci. Eng., 28 (1977), p. 289
- 37) S. PURUSHOTHAMAN and J. K. TIEN: Acta Metall., 26 (1978), p. 519
- 38) J. P. DENNISON, R. J. LLEWELLYN and B. WILSHIRE: J. Inst. Met., 95 (1967), p. 115
- 39) 門間改三, 須藤 一, 及川 洪: 日本金属学会誌, 28 (1964), p. 253
- 40) 門間改三, 須藤 一, 及川 洪: 日本金属学会誌, 28 (1964), p. 188
- 41) C. K. DAVIES, P. W. DAVIES and B. WILSHIRE: Phil. Mag., 12 (1965), p. 827
- 42) F. T. FURILLO, J. M. DAVIDSON and J. K. TIEN: Mater. Sci. Eng., 39 (1979), p. 267
- 43) High Temperature High Strength Nickel Base Alloy (International Nickel, New York) (1977), p. 10
- 44) Engineering Properties of Alloy 713C (International Nickel, New York) (1968), p. 14
- 45) Alloy 713LC Preliminary Data (International Nickel, New York) (1964), p. 9
- 46) Engineering Properties of IN-100 Alloy, (International Nickel, New York) p. 8
- 47) IN-738 Alloy Preliminary Data (International Nickel, New York) p. 4
- 48) High Temperature High Strength Nickel Base Alloy (International Nickel, New York) (1977), p. 21
- 49) Inconel alloy MA 753 (Huntington Alloy) p. 2
- 50) 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.
- 51) 市原留吉: 東京工業大学卒業論文 (1978)
- 52) 星田達雄: 東京工業大学修士論文 (1976)