

Fig. 2 のように一応この傾向を示した。

2¹/₄%Cr-1%Mo 鋼のクリープ中に起こる析出挙動はかなり複雑であるが⁶⁾, Fig. 4, 5 はこのような析出に対応する硬さ変化を見たものである。F 領域ではつかみ部の硬さ変化から, Mo₂C の析出に相当すると思われるピークが認められる。このピークの少し短時間側で破断曲線に折れ曲がりが出ており, GEIGER の観察²⁾によると, 550°C では 760hr 付近から Mo₂C の針状析出物が見え始め, しだいに成長することから, 折れ曲がりの出現には F 領域での Mo₂C 析出が関与しているようにも考えられる。平行部では長時間側でも急激な軟化は認められないのは, クリープ変形中にこの炭化物が微細に分散析出して, 長時間でのクリープ抵抗に寄与しているものと思われる。

これに対して, B + P 領域では, 炭化物の球状化などによる軟化が見られる。さらに平行部はつかみ部より軟化しているが, これは B + P 領域で炭化物の凝集, 成長が促進されたためと思われる。

5. 結 言

焼鈍を行なった 2¹/₄%Cr-1%Mo 鋼の応力-破断時間曲線, および Larson-Miller 曲線に折れ曲がり認められた。この折れ曲がり, 破断後の試験片の平行部の硬さと破断時間または L.M.P. との関係にも現われ, 特に, フェライト領域の微小硬さ変化と比較的によく対応することがわかった。

なお, 本研究は当所材料試験部河田和美部長のご指導により遂行されたもので, ここに厚く謝意を表します。

文 献

- 1) M. WILD: Arch. Eisenhüttenw., 34 (1963).
- 2) J. BENNEWITZ: Joint. Int. Conf. on Creep. (1963), p. 5-81 Paper 69
- 3) P. BROZZO: *ibid.*, p. 6-77 Paper 67
- 4) 河田, 他: 鉄と鋼, 53 (1967) 5, p. 68
- 5) 高尾, 他: 材料試験, 9 (1960), p. 129
- 6) 三好, 岡田: 材料, 13 (1964), p. 144; 住友金属, 18 (1966) 4, p. 95
- 7) H. FABRITIUS: Arch. Eisenhüttenw., 33 (1962), p. 35
- 8) G. KRÜGER: Neue Hütte, 9 (1964), p. 743

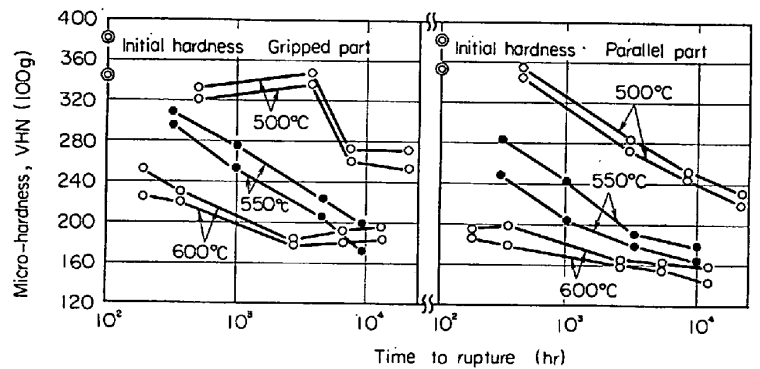


Fig. 5. Dependence on rupture-life of micro-hardness in bainite and pearlite field.

620, 172, 251, 2
クリープ破断データの外挿法について*

日本鋼管技術研究所 木下和久
On Extrapolation Method of Creep-Rupture Data

Kazuhisa KINOSHITA

1. 緒 言

従来クリープ破断強さの長時間強度外挿法については数多くの研究がなされ, いくつかの比較的精度のよい外挿法が提案されている。それらは, いずれも高温短時間のデータから, より低温の長時間強度を推定するものであるが, 個々の試料の長時間強度を推定してみると, 実際の長時間測定値が得られた場合に推定値との差が大きいことが多い。これに対して, 比較的簡易で精度の高い外挿法を提案する。

2. 外 挿 方 法

一般にクリープ機構は温度によって活性化される過程であることは多くの研究者によつていわれており¹⁾, 定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ は次式で表わされる。

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma) \exp(-\Delta H_c/RT) \dots\dots\dots (1)$$

(σ = 応力, ΔH_c = クリープの活性化エネルギー, R = 気体定数, T = 絶対温度), ごく大まかな近似ではクリープ破断時間 t_r は定常クリープ速度と次式の関係がある²⁾。

$$\dot{\epsilon} \cdot t_r \approx \text{const}, \dots\dots\dots (2)$$

この式は, ある試料においては常に一定のクリープ伸び (定常クリープ部分の) に達すれば破断がおこることを示すが, 実際にはそういうことは成り立たないので, あまりよい近似式ではない。しかし, (1), (2) 両式から導かれる次式は比較的よい近似で成立する。

$$t_r = g(\sigma) \exp(\Delta H_r/RT) \dots\dots\dots (3)$$

(ΔH_r = クリープ破断の活性化エネルギー), これは (1)(2) 両式の誤差を ΔH_r の項に入れてしまったため, そのために ΔH_r は ΔH_c と多少異なったものになっている。 ΔH_r が温度や応力に関係なく一定であれば外挿は非常に単純な精度の高いものになるが, 実際にはそうならない。

一般に広く用いられているのは Larson-Miller の方法³⁾と Sherby-Dorn の方法⁴⁾である。前者は一定応力では $P = T(\log t_r + C)$ が一定であるとしており, 定数 C

* 第73回講演大会にて発表 講演番号 169 昭和42年5月10日受付

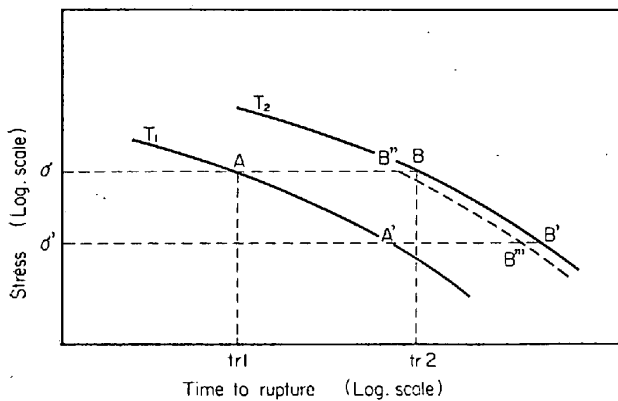


Fig. 1. Schematic diagram of stress-rupture time curves.

に 20 という一般的な数値を与えている。後者は $\theta = t_r \cdot \exp(-\Delta H_r/RT)$ をパラメーターとすると、同一応力の測定値は同一パラメーターで一致した値を示し、 ΔH_r は一般に鉄合金では 90 kcal/mol であるとしている。

これらを ΔH_r についてみると、Larson-Miller 法では ΔH_r が温度、応力によつて一定の変化をするものとみなし ($C=20$ の場合 $550^\circ\text{C} \times 1000\text{hr}$ 付近で $\Delta H_r \approx 90$ kcal/mol)、Sherby-Dorn 法では ΔH_r が温度、応力によらず一定であるとみなしている。これらの方法を図上で示せば Fig. 1 において T_1 の線があり、 T_2 の線が B の点までである場合に BB' を予想するということになり、理想的に行なつた場合は B 点でなめらかにつながる 1 本の曲線がえられる。この場合、Sherby-Dorn の方法では $AB=A'B'$ 、すなわち AA' と BB' は平行であり、Larson-Miller の方法では AB よりも $A'B'$ が若干長くなる。

これらの方法は、比較的わずかの高温・短時間の測定値から、それより低温度の長時間強度を推定するには有効な方法であるが、ある程度長時間の測定値が得られた場合には、必ずしも精度のよいものではない。すなわち個々の試料についてこれらの方法をそのまま (一定の定数) で適用すると、Fig. 1 において $B''B'''$ のようなくいちがつた曲線を得る場合が多い。このような場合には、 C の値や ΔH_r の値をそれに合うように変えればよいが、手数を要し、またある 2 つの温度の間で求めた定数が他の温度の間では合わないという場合が多い。

筆者の提案する外挿法は、Sherby-Dorn 法の ΔH_r の値を特にある値に固定せず、個々の場合について最もよ

く合う値を使おうとするもので、Fig. 1 において AA' に平行に BB' を描き、 T_2 の長時間側の延長を得ようとするものである。この平行移動法は、図上でおこなうには非常に簡便であり、またある程度長時間の測定値がある場合さらに長時間側を外挿するには最も精度の高い方法である。しかし、外挿にあつては常に測定値のバラツキの可能性を考慮し、B 点における測定値が 1 点の場合には他の点とのバランスを考え、ある程度妥当だと思われる点を基準にすることが必要である。すなわち、B 点に至るまでの曲線があまり急に曲がつていたり、A B の長さから算出した ΔH_r の値が極端に標準値よりはずれた場合などには、線をなめらかに延長するか、 ΔH_r を標準に近い値にすることが必要である。

3. 適用例および考察

3.1 クリープ破断の活性化エネルギーについて

ΔH_r の値は、数温度における比較的長時間の測定値がある場合には図から簡単に算出することができる。炭素鋼、低合金 Cr-Mo 鋼、18-8 系ステンレス鋼など 100 例以上について得た値を鋼種、温度別に平均したものを Table 1 に示す。これをみると、フェライト系鋼では温度が低いほど ΔH_r はやや減少し、オーステナイト系鋼ではその傾向が逆であるが、全体を平均すれば Sherby-Dorn 法の $\Delta H_r=90$ kcal/mol も、Larson-Miller 法の $C=20$ ($550^\circ\text{C} \times 1000\text{hr}$ 付近で $\Delta H_r \approx 90$ kcal/mol) も比較的良好だが、個々の温度の間でのバラツキはかなりあることがわかる。

3.2 代表的な適用例

Fig. 2 に 0.15% C (JIS-STB35) 鋼の焼準材のクリ

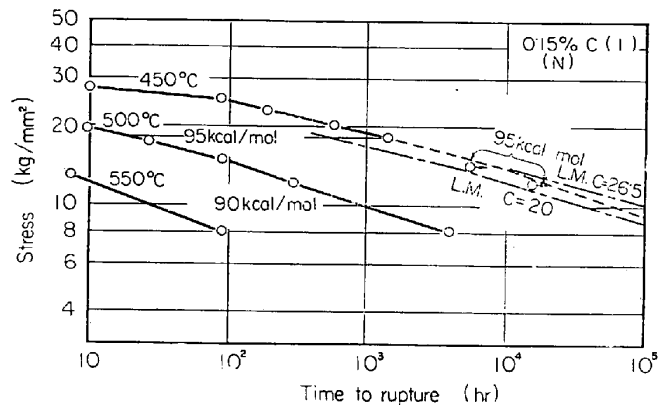


Fig. 2. Stress-rupture time curves of a 0.15% C steel. (Normalized) (1)

Table 1. Mean activation energies for creep-rupture in kcal/mol.

Grade	T (°C)	800~750	750~700	700~650	650~600	600~550	550~500	500~450
C-Steel								
0.5Mo					104	98	84	88
1Cr-0.5Mo					91	93	99	99
1.25Cr-0.5Mo					92	91	91	
2.25Cr-1Mo					96	90	86	
5Cr-0.5Mo				96	88	86	88	
9Cr-1Mo				105	112	101		
18-8		99	91	105	104			
18-8Ti		91	103	93	85			
18-8Mo		76	84	103	100			

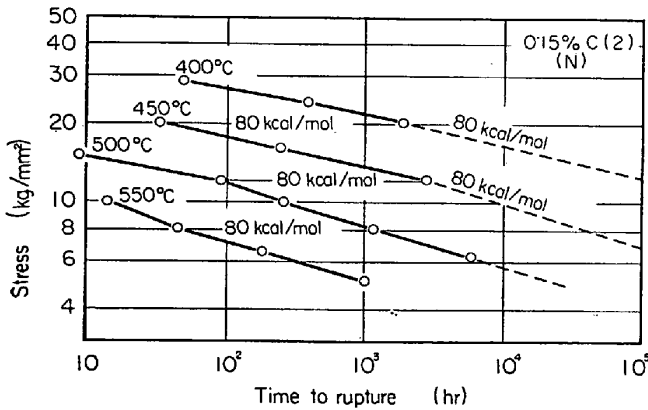


Fig. 3. Stress-rupture time curves of a 0.15%C steel (Normalized). (2)

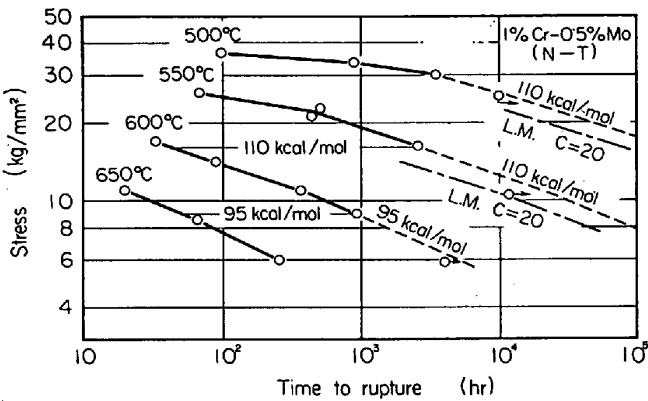


Fig. 4. Stress-rupture time curve of a 1%Cr-0.5%Mo steel (Normalized and tempered).

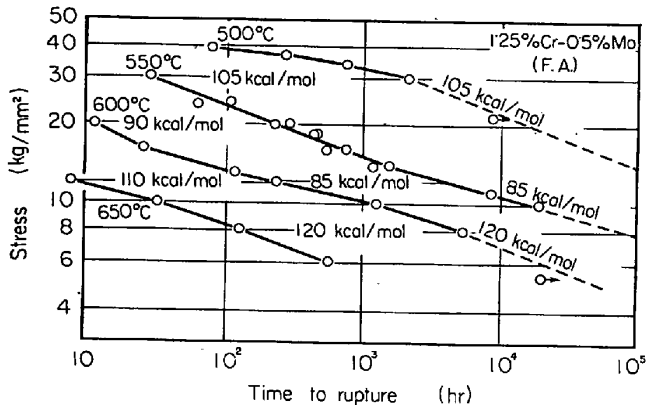


Fig. 5. Stress-rupture time curves of a 1.25%Cr-0.5%Mo steel (Full annealed).

ブ破断線図を示す。550°, 500°, 450°C の曲線があり、550°-500°C の間隔は 90 kcal/mol で、平行性は非常によい。500°-450°C の間隔は 95 kcal/mol となっており、これを Larson-Miller (以下 L.M. と略す) の C=20 で外挿すると破線で図示したようになり、かなりずれる。また、B 点が一致するように C=26 とすると、長時間側で平行移動法との差が出てくるが、このいずれが正しいかは 4~5 万 hr の測定値がでないといけない。現在進行中の 2 点 (矢印で示す) をみても、L.M. の C=20 は明らかに合わないことがわかる。

Fig. 3 は同様の炭素鋼であるが、別のチャージを示す。550°~400°C までの曲線があるが、このチャージは特に平行性がよく、 ΔHr が一定している。したがって Sherby-Dorn 法がよく合う例であるが、 ΔHr は 80 kcal であり、90 kcal/mol ではよく合わなくなる。またこれは L.M. 法でも比較的良好なものである。

Fig. 4 は 1%Cr-0.5%Mo 鋼 (JIS-STBA22) を焼準・焼戻したもので、650°~600°C 間で $\Delta Hr=95$ kcal/mol、600°~550°C 間で $\Delta Hr=110$ kcal/mol であり、L.M. 法の C=20 で外挿すると (図に一点鎖線で示す) ギャップがかなり大きい。550°→500°C への外挿は、測定点が十分長時間までなく、 ΔHr の値が出せないため 600°~550°C 間の 110 kcal/mol の値を用いた。現在進行中の点を見ても、これらの平行移動法のほうがよく合いそうである。

Fig. 5 は 1.25%Cr-0.5%Mo 鋼 (JIS-STBA23) の厚肉管を現場の炉で焼鈍したもので、若干冷却速度が速いためか曲線の曲がり方が大きい。このような場合には特に変曲点の位置などについては平行移動で 2 つの曲線を重ねようとしても多少のずれがあることが多い。しかし大体の曲線の勾配の傾向は似ており、特に長時間側 (低応力側) では平行性がよくなるようであつて、このような場合にもこの平行移動法は有効に使えるものと思われる。

以上 2, 3 の代表的な適用例をあげたにすぎないが、その他数多くのチャージについてそれぞれこの外挿法を適用したところ、長時間データがでてくるにしたがつて、かなりの精度で外挿法が正しいことが確かめられている。しかし、厳密な意味で従来おこなわれている Larson-Miller 法や Sherby-Dorn 法などの外挿法を、それぞれの場合に合った定数を算出して適用した場合と比較して、この平行移動法がより正確かどうかということ、さらに長時間のデータを多数得てから、統計的な手法を用いて計算してみないとわからないことである。なお、ここで得られたクリーブ破断の活性化エネルギー ΔHr の値は、あくまでも見かけ上の値であり、クリーブ破断の機構についての理論的解析をおこなうにはバラツキが大きすぎてあまり適当でないものと思われる。

4. 結 言

クリーブ破断データの外挿法で従来用いられていた Sherby-Dorn 法を改良して、簡便で比較的精度のよい平行移動法を提案した。これは各温度間のクリーブ破断の見かけ上の活性化エネルギーを、とくにある値に固定せず、場合に応じて最も適当と思われる値を用いてグラフ上で長時間側の曲線の延長を得るものである。

この方法を炭素鋼、Cr-Mo 鋼、オーステナイト系ステンレス鋼など 100 例以上について適用したところ、長時間試験値が出てくるにしたがつてかなりの精度で合致することがわかった。

文 献

- 1) たとえば J. H. HOLLOWAY and C. ZENER: J. Applied Physics, 17 (1946), p. 69
- 2) F. C. MONKMAN and N. J. GRANT: Proc. Amer. Soc. Test. Mat., 56 (1956), p. 593
- 3) F. R. LARSON and J. MILLER: Trans. Amer.

Soc. Mech. Eng., 74 (1952) 5, p. 765~775
 4) R. L. ORR, O. D. SHERBY and J. E. DORN:
 Trans. Amer. Soc. Metal, 46 (1954), p. 113

9Cr-1Mo 鋼の高温強度におよぼす Nb, V, W, Y, Ti, Cu の影響*

(中 Cr 耐熱鋼の研究—II)

日立製作所, 日立研究所 佐々木 良 一
 Effect of Nb, V, W, Y, Ti and Cu on High Temperature Strength of 9Cr-1Mo Steel
 (Study of medium Cr heat-resisting steel—II)

Ryoichi SASAKI

1. 緒 言

フェライト系鋼を改良してその許容応力を高める, あるいは使用限界温度を引き上げて, 高価なステンレス鋼の使用量を少なくしようとする目的で, いろいろフェライト系耐熱鋼の開発研究が行なわれている。高温強度としては優れた鋼種が開発されているが^{1)~5)}, これらの多くはかなり速い冷却速度で焼入, 焼戻したときに高強度が得られ, 強度におよぼす冷却速度の影響が大で, 均一な製品が得難く, また溶接性もあまり良くない。

そこで 600~625°C で 18Cr-8Ni ステンレス鋼に匹敵するクリープ破断強度を有し, 熱間加工性, 溶接性, 靱性が良好でかつ焼入冷却速度に鈍感で, 焼入冷却速度が 100°C/hr でも目標のクリープ破断強度が得られるフェライト系耐熱鋼を開発することとした。まず 9Cr1Mo 鋼の高温強度におよぼす Nb, V, W および新金属 Y の複合添加を試み, 低炭素の 9Cr1Mo Nb V W 鋼が油焼入焼戻しにおいては 18Cr8Ni 鋼に匹敵するクリープ破断強度を有することを見出した。しかし, この鋼は 100°C/hr 冷却では焼きが入らずクリープ破断強度はいちじるしく弱い。油焼入焼戻しすれば地に炭化物が一樣に分布するソルバイト組織が得られるが, 100°C/hr 冷却焼戻しではほとんどフェライトとなり, フェライト粒界に炭化物が凝集するためクリープ破断強度が低下するのである。そこで焼入性を改善し, 100°C/hr 冷却でもフェライトの析出が少なく, 全マルテンサイトないしそれに近い組織が得られるようにすれば, 100°C/hr 冷却焼戻しであつてもかなりクリープ破断強度の高いものが得られるであろうと予測された。そこで焼入性を増す元

Table 1. Chemical compositions (%) of specimens (2nd experiment).

No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	Nb	V	Other
204	0.07	0.25	0.47	9.49	0.89	—	0.07	0.11	
205	0.07	0.21	0.44	9.29	0.96	—	0.10	0.18	
206	0.09	0.23	0.46	10.01	0.93	—	0.14	0.25	
207	0.09	0.38	0.49	9.62	0.85	—	0.14	0.23	Ti 0.03*
208	0.07	0.42	0.43	9.70	0.84	0.16	0.13	0.24	Ti 0.03*
211	0.07	0.38	0.48	9.33	0.75	0.11	0.10	0.15	
212	0.07	0.38	0.49	9.36	0.76	0.13	0.10	0.19	(Y 0.3†)

* added Ti 0.18%, † adding %.

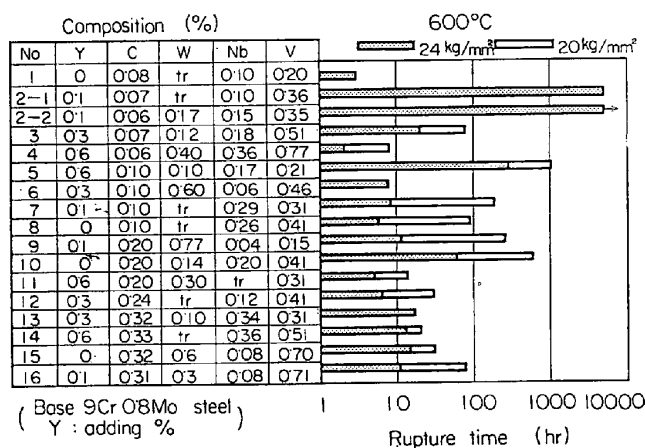


Fig. 1. Creep rupture test results of 1st experiment.

素として Cu を選びその影響を調べた。

2. C, Nb, V, W, Y, Ti の複合添加

2.1 第1次実験

まず 9Cr1Mo 鋼をベースとして C, Nb, V, W, Y の複合添加を試みた。C 0.05~0.30%, Nb 0~0.3%, V 0~0.7%, W 0~0.7% および Y を 0~0.6% の範囲に変えて 17 試料を溶製した。Y は Y22% の Fe-Y 合金を用いて出湯直前に添加したが, 酸化によつて消費され鋼中には添加量の 1/10 位しか残留しない。高周波溶解炉で 8 kg 溶解し, 15 mm 角に鍛伸し, 1100°C 2 hr 油焼入れ, 700°C 2 hr 焼戻し炉冷し, 直径 6 mm φ, 標点距離 30 mm の試験片を採取し 600°C でクリープ破断試験を行なつた。

Fig. 1 は第1次実験のクリープ破断試験結果を示す。C が 0.2~0.3% の試番 9~16 は破断時間が短かく, 試番 1~4, 5~8 の間で検討すると Nb, V, W の多い試料は破断時間が短かく, 試番 2 および 5 が強い。Y 0.3% 以上配合した試料はいずれも破断時間が短かく, Y はクリープ破断強度改善には効果がないことがわかつた。実験値は省略するが試番 3, 6 などの低炭素のものに対し Y 0.3% の添加は衝撃値をいちじるしく高める。

2.2 第2次実験

第1次実験の結果 Y はクリープ破断強度改善に効果がなく, Nb-V の複合または Nb-V-W の複合添加が有効で, また低炭素の方が強度は高いことがわかつた。この結果の確認のため, 溶接性も考慮し, C を 0.08% 付近