22Cr-15Ni オーステナイト系耐熱鋼のクリープ破断特性[†]

土 山 友 博* 藤 田 利 夫** 乙 黒 靖 男***

Creep Rupture Properties of 22Cr-15Ni Austenitic Heat Resisting Steels

by

Tomohiro TSUCHIYAMA, Toshio FUJITA

(Faculty of Engineering, The University of Tokyo, Tokyo)

and Yasuo OTOGURO

(Products R and D Laboratories, Nippon Steel Co., Sagamihara)

Creep rupture properties of 0.12C-22Cr-15Ni series austenitic heat resisting steels which are promising for boiler tubes of a high temperature and high pressure steam power plant have been studied.

The 22Cr-15Ni steel bearing Mo, Nb and Ti has higher creep rupture strength than the simple 22Cr-15Ni steel for a shorter period, but at a higher temperature and for a longer period, creep rupture strength of the former steel has a tendency to decrease owing to the precipitation of σ phase.

The reason for the decrease in creep rupture strength is attributed to the decrease in solid solution hardening. In spite of the precipitation of σ phase, the steel bearing Mo, Nb and Ti is superior to the simple steel in creep rupture elongation, because Mo changes the precipitation morphology so that the initiation and the growth of crack were prevented.

The grain boundary carbide restrains grain boundary sliding, thus the initiation of crack, so that the creep rupture properties of the aged simple 22Cr-15Ni steel are improved.

(Received Mar. 17, 1982)

キー・ワード：オーステナイト系耐熱鋼，クリープ破断特性， σ 相，クリープき裂

1 緒 言

近年，石油価格の高騰が著しいため石炭の利用が真剣に考えられている。戦後わが国では火力発電には主として重油が使用されてきたが，将来は石炭を用い，¹⁾かつ蒸気条件を高温高圧化することも計画されている。一方，石炭のガス化プラントに対する耐熱合金の選定および開発も行われており，オーステナイト系ステンレス鋼の中では，耐食性の点から 309 鋼と 310 鋼がすぐれた成績をおさめている。しかし熱効率向上のため，上記用途に対して，さらに高温での耐食性と強度がすぐれた材料の要求が強くなることが予想される。

そのため本研究では 0.12C-22Cr-15Ni 系鋼を基本とし，これに Mo, Nb, Ti の合金元素を添加した鋼を用いて，主としてクリープ破断強度の改善に関する研究を行った。その結果，合金元素を添加した鋼では，短時間クリープ破断強度は大きく改善されるが，ク

ープ変形中に σ 相が析出し，高温長時間側でクリープ破断強度が低下する傾向が認められた。しかし本研究により種々の知見が得られ，将来の耐熱鋼開発に多少の指針となるものと考えたため，以下に報告することとした。

2 供試材および実験方法

本研究に用いた供試材の化学成分を Table I に示す。A 鋼は 22Cr-15Ni 鋼に Mo, Nb, Ti を複合添加しクリープ破断強度を改善することを試みた鋼，B 鋼は 22Cr-15Ni 鋼，また一部 18-8 ステンレス鋼も比較材として用いた。これらの供試材は高周波溶解炉で 10kg 大気溶解し，熱間鍛伸により 16~20 mm の丸棒に加工した。熱処理は 1100℃×1 hr，水冷の溶体化処理を施し，以下の実験を行った。

クリープ破断試験は標点間直径 6 mm，標点間距離 30 mm の丸棒試験片，および一部，標点間部幅 6 mm，標点間距離 30 mm，板厚 1 mm の板状試験片を用い，650，700，750℃の各温度で行った。クリープ伸びはプルロッドの変位をダイヤルゲージにより測定した。時効による硬度および引張特性の変化，クリープ破断

[†] 原稿受理 昭和57年3月17日

* 正 会 員 東京大学工学部 東京都文京区本郷

** 東京大学工学部 東京都文京区本郷

*** 正 会 員 新日本製鉄(株)製品技術研究所 相模原市淵野辺

Table I. Chemical composition of steels used. (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti
A	0.125	1.06	1.95	0.002	0.011	22.1	14.5	1.50	0.20	0.07
B	0.122	1.07	2.01	0.002	0.012	22.4	14.6	—	—	—
18-8	0.076	0.70	0.90	0.036	0.008	18.7	9.0	—	—	—

後の硬度変化を調べ、析出物の定量、同定、分析を行った。また光学顕微鏡による組織観察、走査型電子顕微鏡によるき裂の観察を行った。さらにマトリックス(γ 相)と $M_{23}C_6$ 炭化物の格子定数をX線回折により測定した。

3 実験結果および考察

3・1 室温特性

Table II に室温における引張試験結果 および 結晶粒径を示す。A 鋼が最も高い強度を有しており、これは主としてCと Mo の固溶体硬化に起因し、またB 鋼が18-8鋼より高強度なのは、主としてCと Cr の固溶体硬化に起因すると考える。

Table II. Tensile properties and grain size.

	0.2% P.S. (kg/mm ²)	U.T.S. (kg/mm ²)	Elongation (%)	Grain size (μ)
A	37.5	78.0	76.0	40
B	31.2	72.4	78.0	76
18-8	27.5	69.0	98.0	113

Fig. 1 に650~750℃の各温度で時効後の硬度変化を示す。650℃時効では、いずれの鋼も硬度変化は少ないが、炭化物の析出により若干硬化する。また硬度はA 鋼>B 鋼>18-8鋼の順に高い。さらにB 鋼と18-8鋼は700℃と750℃と時効においても硬度変化は少ないが、A 鋼では700℃-300 hr, 750℃-30 hr ぐらいから硬度が上昇しはじめる。これは後で詳細に述べるが σ 相の析

Fig. 1. Changes in hardness of 22Cr-15Ni series steels during aging.

Fig. 2. Changes in tensile properties of 22Cr-15Ni series steels after aging at 750°C.

出によるものである。

Fig. 2 に 750℃において1000 hr まで時効した試料の常温引張特性の変化を示す。0.2%耐力、引張強度ともに時効による変化は小さい。一方伸びは、B 鋼では若干低下するが、A 鋼ではB 鋼に比して低下の割合が大きい。これはA 鋼では σ 相が顕著に析出するためと考えられている。前原らは、 σ 相は5%程度の析出でもシャルピー衝撃値を顕著に低下させることを報告しているが、本結果によると、引張伸びは σ 相析出に対して比較的鈍感であることがわかる。また Fig. 1 において、750℃の時効により σ 相が析出し、硬度が大きく上昇することを示したが Fig. 2 では0.2%耐力と引張強度にはほとんど変化が認められない。これは、 σ 相は炭化物に比して大きく析出するため、転位の運動の障害にはなりにくくそのため0.2%耐力と引張強度にはほとんど変化が認められないが、 σ 相自体はビッカース硬度が900程度の高硬度を有しているために硬度のみ上昇したものと考えられる。

3・2 クリープ破断特性

Fig. 3 に 650~750℃における応力-破断時間線図を示す。合金元素を添加したA 鋼は、B 鋼および18-8鋼に比して高いクリープ破断強度を有しているが、高温・長時間側ではその差は小さくなる。

マスタークリープ破断曲線を Fig. 4 (a)に、マスタークリープ曲線を Fig. 4 (b)に示す。クリープ破断強度は常にA 鋼>B 鋼>18-8鋼の順に高いが、Larson-Miller パラメータ (以下 L. M. P. と略す) 値が高い

Fig. 3. Stress-rupture time curves of 22Cr-15Ni series steels at 650°C to 750°C.

(a) Master creep rupture curves of 22Cr-15Ni series steels.

(b) Master creep curves of 22Cr-15Ni series steels.

Fig. 4. Creep rupture and creep strength of 22Cr-15Ni series steels.

高温・長時間側で、クリープ破断強度の差が小さくなる傾向を示している。クリープ強度もクリープ破断強度と同様の傾向を示しており、本系鋼のクリープ破断強度は主としてクリープ変形抵抗に依存していると考えられる。

Fig. 5 にクリープ破断伸びの変化を示す。いずれの温度においても長時間で破断するほど、破断伸びは低下する傾向にある。また、いずれの温度においても、A鋼がB鋼より破断伸びは大きい。ここで注目されることは、A鋼はB鋼よりクリープ破断強度が高く、また後で詳細に述べるが、 σ 相が大量に析出しているに

Fig. 5. Changes in creep rupture elongation of 22Cr-15Ni series steel at 650°C to 750°C.

もかわらずクリープ破断伸びがすぐれていることである。

3・3 σ 相の析出とクリープ破断特性

3・3・1 析出挙動 Fig. 6 にA鋼とB鋼を750°Cで1000 hr 時効した後の組織を示す。A鋼では σ 相が粒界、粒内を問わず全面に析出している。一方B鋼では粒界に $M_{23}C_6$ 炭化物のみが不連続に析出している。

Fig. 7 にA鋼とB鋼のクリープ破断試片の電解抽出を行い、残渣を重量測定した後、X線回折により析出物を同定した結果を示す。図より明らかなように、A鋼の残渣量は破断時間とともに増加するが、B鋼の残渣量は比較的短時間で析出が完了するため、その後の変化は少く、その値は約2.0%程度である。このようなA鋼とB鋼の残渣量の相違の原因は、B鋼では $M_{23}C_6$ 炭化物のみしか析出しないが、A鋼では $M_{23}C_6$ 炭化物と大量の σ 相が析出するためである。B鋼の残渣量は、C添加量0.122%がすべて $Cr_{23}C_6$ として析出するものと考えて計算したときの値2.03%とよく一致しており、Cのほとんどすべてが $M_{23}C_6$ 型炭化物として析出していると推察される。

3・3・2 σ 相の析出とクリープ破断特性 Fig. 8 にA鋼とB鋼のクリープ破断試片の硬度変化を示す。硬度の測定位置は、破面から約10 mm 程度はなれた局部絞りのない標点間部である。また、この図では、残渣をX線回折により同定し、

- (1) σ 相が認められない。
- (2) $M_{23}C_6$ が σ 相より優勢である。
- (3) σ 相が $M_{23}C_6$ より優勢である。

この三つに分類し、硬度の変化と対応させた。A鋼の

Fig. 6. Microstructures of 22Cr-15Ni series steels after 750°C-1 000 hr aging.

Fig. 7. Changes in amount of extracted residue and types of precipitates.

Fig. 8. Changes in hardness and type of precipitates of creep ruptured specimens.

硬度は、低 L. M. P. 側では炭化物による析出硬化やクリープ変形による転位密度の増加のために高い。しかし硬度は次第に低下し、最低値を示した後、再び上昇する。この硬度の上昇は σ 相の多量の析出に起因している。一方B鋼では σ 相が析出しないために硬度の再上昇はみられない。

σ 相のクリープ破断強度に及ぼす影響について従来より多くの報告がある。それらを分類すると、 σ 相の析出によりクリープ破断強度が低下する場合と、ほとんど影響を受けない場合の二つに分けられる。本研究において、A鋼のクリープ破断強度は σ 相が析出する高温・長時間側で折れ曲りが認められる。この折れ曲る L. M. P. 値は Fig. 4 (a) によると約18であり、これは Fig. 8 に示した σ 相の析出量が $M_{23}C_6$ のそれより優勢になる L. M. P. 値約18とよく一致している。

著者らは12% Cr 耐熱鋼のクリープ破断試片の硬度とクリープ破断強度がよい対応を示すことを報告した。

(a) A 700°C-16kg/mm² ruptured
(b) A 700°C-12kg/mm² ruptured
(c) A 700°C-16kg/mm² 9.9%, 278.0hr crept
(d) B 700°C-16kg/mm² ruptured
(e) B 700°C-12kg/mm² ruptured
(f) B 700°C-16kg/mm² 8.9%, 51.0hr crept

Fig. 9. Scanning electron micrographs through longitudinal section of creep ruptured and crept specimens at 700°C.

本研究においても、クリープ破断強度が高いA鋼の硬度はB鋼のそれよりも高いため、この関係は成立している。しかしクリープ破断強度が接近している高 L. M. P. 側で逆に大きな硬度差を生じている。この結果は、 σ 相の析出がクリープ破断強度に対して有効でないことを示している。

σ 相の析出によりクリープ破断強度が低下する原因として、(1) マトリックスと σ 相界面からき裂が発生しやすい⁸⁾、(2) σ 相の析出によりマトリックスの組成が変化する⁹⁾、などの原因が考えられている。そこで(1)と(2)について検討した。

まず(1)について検討するために、A鋼とB鋼の700℃でクリープ破断した試片および破断前に中断した試片のき裂を走査電顕により観察した。Fig. 9 に結果を示す。A鋼の破断試片に観察されるき裂は、B鋼のき裂に比して非常に小さい。しかしき裂の数は、A鋼の方がB鋼より多い。また応力 16 kg/mm² で約10%の同一クリープひずみを与えた中断試片においても、A鋼のき裂はB鋼のき裂より、試験時間が長いにもかかわらず小さい。これらの観察結果より、A鋼ではB鋼に比して、き裂の発生は比較的容易であるが、き裂の伝ばは困難であることが示唆される。

一般にクリープにおけるき裂の発生はマトリックスと析出物との整合性が悪く、界面エネルギーが高いと促進されるため¹⁰⁾、A鋼においてき裂の発生が促進されるのは、 σ 相によるこのような作用のためと考えられる。またA鋼においてき裂の伝ばが抑制されるのは Mo¹¹⁾によるものと考えられる。河部ら¹²⁾、横川らによると、Mo はオーステナイト系耐熱鋼の粒界無析出帯をなくしたり、粒界への炭化物の析出を促進することにより、粒界を強化するとされている。本研究においてもこのような Mo の効果により粒界が強化され、大量の σ 相の析出によりき裂の発生が促進されるにもかかわらず、き裂の伝ばが阻止されるためと考えられる。このため(1)が原因となってA鋼のクリープ破断強度が低下したとは考えられない。またA鋼がB鋼よりクリープ破断伸びがすぐれているのは、このようなA鋼のき裂の挙動によるものと考えられる。

河部ら¹¹⁾、松尾ら¹³⁾、山田ら¹⁴⁾は、オーステナイト系ステンレス鋼の破断伸びが Mo 添加により改善されることを報告している。またオーステナイト系ステンレス鋼への Nb¹⁵⁾や Ti の添加は、通常クリープ破断伸びを低下させるため、Mo の添加がクリープ破断伸びを改善していると考えられる。さらに σ 相がクリープ破断伸びを低下させる作用はそれほど大きくないと推察される。

つぎに(2)のマトリックスの組成変化について検討する。ここではとくに、高温・長時間側での固溶体硬化

Fig. 10. Changes in amount of Cr and Mo in extracted residue of creep ruptured specimens.

に影響すると考えられる Cr と Mo に注目した。 σ 相は周知のように FeCr の金属間化合物で Mo や Siなどを固溶するため、 σ 相の析出により Cr や Mo のマトリックス中の固溶量が減少し、固溶体硬化が低下する。そこで、蛍光X線を用いて残渣を分析し、析出している Cr と Mo 量を推定した。Fig. 10 にその結果を示す。合金元素を添加していないB鋼は、 $M_{23}C_6$ しか析出しないため Cr の変化は少く、その析出量も少ない。一方A鋼では、長時間側になるにつれて σ 相が大量に析出するため、Cr と Mo の析出量が増加する。このような Cr と Mo の析出は固溶体硬化や IS 効果¹⁶⁾を大幅に低下させ、クリープ破断強度を低下させているものと考えられる。

また Table III には、溶体化材と 750℃-1000 hr 時効材のマトリックスと $M_{23}C_6$ 炭化物の格子定数を示す。A鋼の溶体化材の格子定数はB鋼のそれより大きい。しかし 750℃-1000 hr 時効すると、A鋼の格子定数は顕著に低下するが、B鋼のそれは変化が少いためその大小は逆転する。そのためA鋼の固溶体硬化は長時間加熱により顕著に低下することが推察される。

Table III. The lattice parameter of matrix (γ) and $M_{23}C_6$ carbide.

	Matrix (γ)			$M_{23}C_6$	Misfit (%) [*]
	As S. T. a_0 (Å)	750℃ -1 000 hr a_1 (Å)	$\frac{a_0 - a_1}{a_0} \times 100$ (%)	750℃ -1 000 hr a (Å)	
A	3 602	3 589	0 36	10 622	1 35
B	3 595	3 594	0 03	10 534	2 30

^{*} Misfit (%) = $(3a_1 - a)/3a_1 \times 100$

さらにA鋼のクリープ破断強度が高温・長時間側で低下する原因として、 $M_{23}C_6$ 炭化物の大きさに差がある可能性が考えられる。篠田ら¹⁷⁾は、オーステナイト系ステンレス鋼の $M_{23}C_6$ 炭化物の成長は $M_{23}C_6$ とマトリックス (γ 相) の misfit の大小と関係あることを報告している。Table III には同時に、A鋼とB鋼の 750℃-1000 hr 時効後の misfit を示している。A鋼

の misfit は 1.35%, B 鋼のそれは 2.30% であり, A 鋼の方が小さい. この結果は, A 鋼の $M_{23}C_6$ が B 鋼の $M_{23}C_6$ より粗大化しにくいことを示唆している.

以上の結果より, A 鋼の高温・長時間側におけるクリープ破断強度の低下原因は, σ 相の析出による固溶体硬化の低下に起因すると結論される.

3・3 時効によるクリープ破断挙動の変化

σ 相のクリープ破断挙動に及ぼす影響をより調べるために, A 鋼と B 鋼に種々の時効処理を施し, クリープ破断試験を行った. Fig. 11 にそれらのクリープ曲線を示す. 試験応力は溶体化まま材で 300 hr 前後の破断時間を有する応力である, 24 kg/mm² (A 鋼) と 16 kg/mm² (B 鋼) を選んだ. A 鋼では時効処理によりクリープ挙動に大きな変化が認められる. すなわち溶体化まま材の破断時間は 259.1 hr であるが, 800°C-3 hr の時効 (この処理では σ 相は析出してない) を行うと, 破断時間は 329.5 hr と長くなる. しかし 800°C-100 hr の時効により σ 相を大量に析出させると, 破断時間は 41.0 hr となり大幅に低下する. さら

Fig. 11. Comparison of creep curves of 22Cr-15Ni series steels at 650°C and 16 kg/mm² after various aging treatments.

にこれに 950°C-100 hr の時効を加え σ 相を消失させると, 破断時間は 81.0 hr となる. これらの結果からも, σ 相が A 鋼のクリープ破断強度を低下させていることがうかがえる. 一方 B 鋼では, 時効処理により最小クリープ速度が若干大きくなるにもかかわらず, 破断時間は長くなる. とくに A 鋼では 800°C-100 hr の時効により破断時間が大幅に低下するが, B 鋼では破断時間のみならず破断伸びも大きく向上する.

B 鋼における時効の影響をより詳細に調べるために, 800°C で 1, 10, 100 hr の時効処理を施し, クリープ破断試験を行った. この試験では板状試片を用いた.

Fig. 12. Comparison of creep curves of as solution treated specimen and aged specimen of 22Cr-15Ni series steels.

Fig. 12 にクリープ曲線を示す. 時効時間が長くなるにつれて, 最小クリープ速度は若干大きくなるにもかかわらず, 破断時間は長くなる. すなわち溶体化まま材で 110.0 hr のものが時効時間が長くなるにつれて, 158.0 hr, 182.4 hr, 238.4 hr となる. 破断伸びも同様に, 10.0%, 11.8%, 14.7%, 20.1% と大きくなる. またクリープ曲線からも明らかなように, 時効につれて定常クリープ時間および三次クリープ開始点までの伸びが増加し, すなわち主として, 定常クリープ域に変化を起す.

この B 鋼の時効処理によるクリープ破断挙動の変化の原因を調べるために, 650°C-18 kg/mm² で約 8% のクリープひずみを与えたクリープ中断試片の表面付近のき裂および炭化物の析出形態を観察した. Fig. 13 に結果を示す. 溶体化まま材ではき裂が非常に多く観察され, またそれらのき裂はかなり長く成長している. 一方時効材ではき裂はほとんど観察されず, まれに観察されるき裂も (b) のように非常に小さい. 溶体化まま材の炭化物は粒界に不連続に析出しており, 炭化物が

(a), (c) B As solution treatment 650°C-18 kg/mm² 7.7%, 82.8 hr crept.

(d), (b) B 800°C x 100 hr Aging 650°C-18 kg/mm² 8.2%, 48.0 hr crept.

Fig. 13. Scanning electron micrographs in longitudinal section of crept specimens of as solution treated specimen and 800°C-100 hr aged specimen.

析出していない粒界も多い。また粒内には微細な炭化物が多く析出している。一方時効材ではほとんどすべての粒界が炭化物でおおわれており、また粒内には微細な炭化物の析出はほとんど認められない。

この観察結果より以下のように考察される。溶体化まま材は、粒界炭化物が少いため粒界すべりが起りやすく、き裂の発生は容易である。一方時効材では、クリープ破断試験前にすでに粒界に充分炭化物が析出するために粒界すべりが抑制される。また時効材では粒内での微細な析出が少いため、クリープ変形は主として粒内で起る。その結果粒界にき裂が発生しにくくなり、定常クリープ時間は長く、定常クリープ伸びは大きくなると考えられる。すなわち主として、定常クリープ域に変化が認められる。

山崎¹⁹⁾、嵯峨²⁰⁾らは、オーステナイト系耐熱鋼において、粒界に粗大炭化物を析出させてジグザグ化した粒界を得、クリープ破断強度を改善している。これはジグザグ化した粒界がき裂の発生および成長を抑制するためとしている。Nb を添加した耐熱鋳鋼²¹⁾²²⁾においても、同様の効果を利用してクリープ破断特性が改善されている。しかしこれらの場合のクリープ曲線は、三次クリープ時間が長く、三次クリープ伸びが大きくなるように、主として三次クリープ域に変化を起すのが特徴であり、本研究のB鋼の時効材のクリープ挙動と異っている。そのため、ジグザグ化した粒界は、き裂の発生よりもき裂の伝ばを抑制する作用が大きいものと考えられる。

4 結 言

石炭火力発電用のボイラ用鋼としてすぐれた特性を有する耐熱鋼を開発する目的で、0.12C-22Cr-15Ni系鋼のクリープ破断特性について主として研究を行い、以下の結果を得た。

(1) 0.12C-22Cr-15Ni-Mo-Nb-Ti 鋼のクリープ破断強度は、合金元素を添加しない 0.12C-22Cr-15Ni 鋼に比して、短時間側で大きく改善されるが、高温・長時間側ではその差が小さくなる傾向が認められた。

(2) これは主として σ 相の析出によるものであり、 σ 相の析出は本研究では固溶体硬化を減じることによりクリープ破断強度を低下させる。

(3) 合金元素を添加した鋼の破断伸びは、 σ 相が大量に析出するにもかかわらず、合金元素無添加鋼の破

断伸びよりすぐれている。これは主として Mo が粒界析出を促進して、粒界を強化するため、き裂の伝ばが阻止されるためと考えられる。

(4) 0.12C-22Cr-15Ni 鋼に時効処理を施すと、クリープ破断特性が大幅に改善される。これは粒界炭化物が粒界すべりを阻止することにより、主としてき裂の発生を抑制するためである。

終りに本研究を行うにあたりご協力いただいた、当時東京大学学生、住田守弘氏（現、新日本製鉄（株）君津製鉄所）に感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) 石炭液化ガス化プラント材料・機器調査報告書，新エネルギー総合開発機構石炭技術開発室（1981）。
- 2) 三島良直，鉄と鋼，**66**，1557（1980）。
- 3) 前原泰裕，小池正夫，藤野允克，邦武立郎，鉄と鋼，**67**，577（1981）。
- 4) 熊田健三郎，日本金属学会報，**2**，261（1963）。
- 5) たとえば，G. J. Guarneri, J. Miller and F. J. Vawter, Trans. ASM, **42**，981（1950）。
- 6) たとえば，J. R. Mihalisin, C. G. Bieber and R. T. Grant, Trans. AIME, **242**，899（1968）。
- 7) 土山友博，藤田利夫，材料，**31**，96（1982）。
- 8) 新谷紀雄，横井 信，京野純郎，村田正治，田中秀雄，学振123委研究報告，**22**，189（1981）。
- 9) C. T. Sims and W. C. Hagel, "The superalloys", p. 264（1972） John Wiley & Sons, New York
- 10) E. Smith and J. T. Barnby, Met. Sci. J., **1**，1（1967）。
- 11) 河部義邦，中川龍一，向山 保，鉄と鋼，**54**，473（1968）。
- 12) 横川賢二，松尾 孝，近藤義宏，田中良平，鉄と鋼，**68**，S 526（1982）。
- 13) 松尾 孝，篠田隆之，田中良平，鉄と鋼，**59**，907（1973）。
- 14) 山田武海，藤田利夫，鉄と鋼，**61**，2819（1975）。
- 15) 山田武海，藤田利夫，鉄と鋼，**60**，514（1974）。
- 16) 門馬改三，須藤 一，日本金属学会誌，**29**，191（1965）。
- 17) 篠田隆之，田中良平，日本金属学会報，**11**，180（1972）。
- 18) C. A. P. Horton, Acta. Met., **20**，477（1972）。
- 19) 山崎道夫，金属材料技術研究所研究報告，**14**，75（1971）。
- 20) 嵯峨卓郎，宮川大海，小林光征，藤代 大，鉄と鋼，**56**，55（1970）。
- 21) T. Shinoda, M. Bahaa Zaghoul, Y. Kondo and R. Tanaka, Trans. ISIJ, **18**，139（1978）。
- 22) 土山友博，藤田利夫，材料，**31**，77（1982）。