18-8 系ステンレス鋼の炭化物析出と高温強度*

田 中 良 平** 篠 田 隆 之***

Carbide Precipitation and High Temperature Properties of 18-8 Stainless Steels

by

Ryohei TANAKA and Takayuki SHINODA

(Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, Tokyo)

It has been confirmed that the precipitated carbides in 18Cr-8Ni stainless steels play an important role in determining the creep rupture strength. The finer the dispersion of the carbides is, the higher rises the rupture strength. The small amounts of titanium and niobium, especially when both the elements coexist, have been found to be effective controlling elements to obtain a fine dispersion of the carbides. The addition of titanium and niobium of the order of 0.1% to 18Cr-8Ni stainless steel will considerably increase its creep rupture strength. To 18Cr-10Ni-2Mo steel, also, small addition of titanium and niobium together with boron and nitrogen will have an effect of preventing abnormal decrease in creep rupture strength, and of giving the steel such high rupture strength as 18.5 kg/mm² at 700°C-1 000 hr.

(Received Nov. 4, 1971)

1 緒 言

18-8系ステンレス鋼は普通 0.1% 前後の炭素を含んでいるが、母相オーステナイト (γ) の炭素固溶度は 700~800°C でもたかだか 0.02% あるいはそれ以下であり、したがって固溶化処理材でも、これをボイラ管材などとして使用する間には、過飽和の炭素が炭化物として析出する。この析出炭化物は主として $M_{23}C_6$ であり、Ti あるいは Nb を含む鋼ではそれぞれ TiC、NbC も現われるが、これらの炭化物は高温長時間の使用中に凝集したり、あるいはいわゆる炭化物反応などを起こし、析出相の形状、大きさのみならず、分散状態や析出相の種類までもいろいろに変化し、それらの変化が高温強度に複雑な影響を与えるものと考えられる。

18-8系ステンレス鋼の高温での時効中あるいはクリープ中に析出する炭化物の形態変化などについてはすでに多くの研究が報告されている。しかし、それらの炭化物の析出分散状態と高温強度との関係を論じた報告はまだ少なく、なお不明の点が多い。 $M_{23}C_6$ は主として γ 粒界に優先析出し、粒内での析出は比較的少ないのが普通であるが、微量の Ti、Nb を添加した鋼では

$M_{23}C_6$ が主として粒内に析出するようになり、しかもその分散状態が均一微細となってクリープ破断強度が著しく高められることが見い出されている。このような析出炭化物の分散状態が高温強度に与える影響を考慮するときは、以前からいわゆる安定型ステンレス鋼として使用されてきた SUS 29 (AISI 321) あるいは SUS 43 (同 347) の Ti および Nb 含有量は必ずしも適当でなく、すぐれた高温強度を得るためにはおのずから別に適当な Ti、Nb 添加量が求められるべきであると考えられる。また、前述の微量 Ti、Nb 添加の手法により SUS 32 (AISI 316) の強度も効果的にこれを高めることが可能であると考えられる。

本論文ではこれらの観点から行なわれた最近の著者の研究結果の一部をとりまとめて報告する。

2 18-8系ステンレス鋼のクリープ破断強度と炭化物 $M_{23}C_6$ の析出

2.1 304 H 鋼および 316 H 鋼

工場製の 2 種類の 304 H 鋼 PA および PB と 316 H 鋼 MB の応力-破断時間曲線を Fig. 1 に示した。PB は 304 H 鋼の標準的な強度とみられるが、PA の強度はそれよりかなり高い、この PA は PB にくらべて、Mo、Nb、N などの不純物をやや多く含んでいるが、クリープ破断試料の抽出レプリカの電顕観察 (Fig. 2) では両鋼の間にかかなりの差が認められた。すなわち、

* 原稿受理 昭和46年11月4日

** 正 会 員 東京工業大学工学部 東京都目黒区大岡山

*** 東京工業大学工学部 東京都目黒区大岡山

		C	Mo	Ti	Nb	N
304 H	PA	0.07	0.32	0.014	0.003	0.047
	PB	0.05	tr.	0.014	tr.	0.027
316 H	MB	0.06	2.44	—	—	—

(ST: Solution temperature, GS: Austenite grain size number)

Fig. 1. Stress-rupture time diagrams at 650°C of type 304 H and 316 H commercial heats.

PA: (a) 650°C, 14 kg/mm², 1286 hr
(b) 600°C, 24 kg/mm², 129 hr
PB: (c) 650°C, 10 kg/mm², 1782 hr
(d) 600°C, 20 kg/mm², 167 hr

Fig. 2. Electron microstructures of replicas extracted from creep-ruptured specimens of type 304 H commercial heats.

Fig. 3. Changes in mean particle size of carbide precipitated within grains of some 18Cr-8Ni stainless steels measured after creep-rupture testing at 650°C (TN5: 0.16 C, 0.09 Ti, 0.13 Nb).

強度の小さい PB 鋼は γ 粒界に多量の $M_{23}C_6$ が析出し (Fig. 2(c)), γ 粒内には粒状の $M_{23}C_6$ も散在している (同(d)) が, PA 鋼は粒界の $M_{23}C_6$ がやや少なく (同(a)), かつ粒内の $M_{23}C_6$ はかなり微細である. Fig. 3 は抽出レプリカの電顕組織から γ 粒内に析出する $M_{23}C_6$ の平均粒径を求め, 破断時間との関係を示したものである. 比較のために 316 H 鋼および後述する TN5 鋼の結果も併記してあるが, PA と PB のみを比較すると PA のほうが炭化物の粒径は常に小さく, その凝集はやや遅いことがわかる. このような

析出炭化物の分散, 凝集状態の差は主として微量不純物元素の影響によるものと思われるが, とくに Ti, Nb, C の 3 成分の交互作用の効果が重要で, Ti と Nb が C と適当な割合で共存するときに $M_{23}C_6$ の粒内析出が微細となり, 強度が上昇することが結論された.

ところで, 316 H 鋼は Fig. 1 中に併記したように, 短時間側で高い強度を示すが, 長時間側では応力-破断時間曲線がわん曲し, 強度が異常に低下する. Fig. 4 は 316 H 鋼の破断試料の代表的な電顕組織を 304 H 鋼と比較したものであるが, (a) の 316 H 鋼では (b) の 304 H 鋼より破断時間が短いにもかかわらず, 炭化物 (すべて $M_{23}C_6$) はかなり大きくなっている. また Fig. 3 でも 316 H 鋼の炭化物の凝集が 304 H 鋼より速いことがわかる. すなわち, Fig. 1 に示した 316 H 鋼の 700°C の長時間側における強度の異常低下は, この析出炭化物の凝集が速いことに関連しているものと推察される.

2.2 18Cr-10Ni 鋼に対する Ti および Nb の添加

321 鋼の析出炭化物については三好らおよび行俊の研究で詳細に検討されている. また 347 鋼についても研究は多い. しかし, 前節で触れた微量 Ti, Nb の効果を考えると, いわゆる 321 および 347 鋼の Ti, Nb の添加量は析出炭化物の分散状態と高温強度の関連という立場からすれば再検討されてよいと考えられる.

(a) 316 H (MB), 650°C, 12 kg/mm², 6350 hr
(b) 304 H (PB), 650°C, 6 kg/mm², 9500 hr

Fig. 4. Typical electron microstructures of carbide $M_{23}C_6$ precipitated within austenite grain of 316 H and 304 H stainless steels after creep-rupture testing at 650°C.

Fig. 5 は 18Cr-10Ni 鋼の 650°C および 700°C の 104hr 破断強度に対する Ti および Nb の影響を Ti/

Fig. 5. Effects of Ti and Nb additions on the 10^4 hr rupture strength of the 18Cr-10Ni stainless steel (C: 0.08-0.10, Ti: tr. -1.13, Nb: 0.003-1.20).

C および Nb/C の原子比で整理したものである。いずれの場合も Ti/C あるいは Nb/C 比が 1 以下の添加量で強度は最大を示している。この強度が最大となる範囲ではいずれも γ 粒内に析出した $M_{23}C_6$ は比較的微細均一であるが、Ti または Nb 量が過剰となるにつれて固溶化処理で残存する、あるいはクリープ中に析出する TiC, NbC の量が増し、 $M_{23}C_6$ は減少する。また Ti 添加の場合はその量が増すほど、また破断時間が長くなるほど糸状の TiC が増加する。これらの炭化物の変化が強度低下に何らかの関係をもつものと考えられる。ただし、三好らが 321 鋼の長時間側の強度低下の原因として示唆している Cr_3C_2 の析出は本研究では確認するにいたらなかった。

従来から、耐食鋼として開発された 321 および 347 鋼がボイラ管などの高温用にも賞用されているが、上述の結果から、高温強度のみから考えれば Ti, Nb の添加量は C を十分に固定する量よりもかなり少ないほうがよい性質が得やすいといえよう。

3 微量 Ti, Nb などの添加による析出炭化物の分散状態と高温強度の変化

前節で述べたように、Ti あるいは Nb の単独添加でも 18Cr-10Ni ステンレス鋼のクリープ破断強度はかなり変動するが、2・1 で示した PA 鋼の場合はごく微量ながら Ti と Nb が共存する場合にかなり効果的に強度が増加することを示唆している⁶⁾。そこで、Ti と Nb の組み合わせ添加が検討された。Fig. 6(a) は Ti と Nb を原子比でほぼ同程度に組み合わせで添加した場合の (Ti+Nb)/C の原子比と 650°C および 700°C の 10^4 hr 破断強度との関係を示したもので、(Ti+Nb)/C の比が約 0.25 のとき最大の強度が得られている。また、この結果にもとづいて (Ti+Nb)/C 比を 0.25 付近に一定し、Ti と Nb の割合を変えた場合の結果が同図(b)で、Ti と Nb が原子比でほぼ等量のとくにもっとも強くなっている。Fig. 7 はこの最大の強度が得られた TN 5 鋼の 700°C 長時間破断材の電顕組織で、Fig. 2 とくらべて明らかなように、 γ 粒内に

Fig. 6. Effect of simultaneous addition of Ti and Nb on the rupture strength of 18Cr-10Ni stainless steels.

Fig. 7. Electron microstructure of extraction replica from creep-ruptured specimen of 18Cr-10Ni stainless steel (TN5) modified with small addition of Ti and Nb.

析出した $M_{23}C_6$ は微細均一に分散しており、また、Fig. 3 の炭化物粒径の変化でも、この TN 5 鋼の $M_{23}C_6$ の凝集はかなり遅く、このことが高いクリープ破断強度と密接な関係をもっているものといえよう。すなわち、適量の Ti, Nb の組み合わせ添加が、炭化物 $M_{23}C_6$ の γ 粒内への均一核発生を促し、かつその粗大化を遅らせることにも役だって、高いクリープ破断強度をもたらしたのと考えられる。

ところで、316 H 鋼の 700°C の破断強度が長時間側で異常に低下するのは、前述のように $M_{23}C_6$ の急速な粗大化に関連するものと考えられ、この粗大化を遅らせることができれば、その長時間側の破断強度を改善することも可能と考えられる。そこで、316 H 鋼に対する微量 Ti, Nb の添加を試みた。Fig. 8 の MTN はその 700°C の応力-破断時間曲線で、316 H 鋼 MB にくらべれば強度はかなり上昇しているが、長時間側で曲線のわん曲する傾向はむしろ大きくなっている。すなわち、微量 Ti, Nb のみでは不充分と考えられるので、さらに B および N の添加を試みた。Ti, Nb とともに約 0.1% の N を加えた鋼は同図の CN 8 で、MTN よりさらに強度は増すが、やはり曲線のわん曲は認められる。しかし、Ti, Nb に 0.01% の B を加えた MT NB および 0.02% B と 0.11% の N を組み合わせた CN

Fig. 8. Stress-rupture time diagrams at 700°C of 18Cr-10 Ni-Mo steels modified with Ti, Nb, N and B.

Fig. 9. Electron microstructures of extraction replicas from creep-ruptured specimens of 18Cr-10 Ni-Mo steels modified with small addition of Ti, Nb, N and B.

10 は図にみるようにほぼ 2 万 hr までの範囲で曲線のわん曲は現われていない。Fig. 9 は MTN 鋼と CN 10 鋼の破断材の電顕組織で、TN 5 鋼と同様に粒状の炭化物 $M_{23}C_6$ が微細均一に分散し、凝集が著しく遅くなっていることがわかる。とくに(b)の CN 10 の組織は 700°C 約 5 000 hr 破断材で、(a)とほぼ同じ時間ながら 50°C 高い温度のものであるが、炭化物はだいたい同じくらいの大きさを示しており、Ti, Nb, N および B の共存による炭化物微細化の効果は顕著であるといえる。この CN 10 鋼のクリープ破断強度は、Fig. 8 から、700°C-10³hr および 10⁴hr でそれぞれ 18.5 kg/mm² および 13.7 kg/mm² となり、この種の鋼の中では注目すべき値である。そして、この高い強度の原因は、おそらく Mo による固溶強化と、炭化物の微細均一化とが大きな役割を果しているものと推察される。

なお、Fig. 8 に示した鋼はいずれも炭化物による分散強化をねらいとしているため、従来のステンレス鋼

にくらべて C 量をやや高めに選んである。ステンレス鋼のクリープ破断強度が C 量を増すだけでもかなり増加することはよく知られているが、吉田ら¹¹⁾によれば、0.21% まで C を増しても 304 鋼の 700°C-10³hr および 10⁴hr 破断強度はそれぞれ 7~8 kg/mm² および 4.5 kg/mm²、また 316 鋼でもそれぞれ 11~12 kg/mm² および 7.5 kg/mm² に過ぎず、それらにくらべて著者らの得た前記の破断強度はかなり高く、それらが単なる C 量の増加のみに起因するものでないことは容易に理解されよう。

4 クリープ破断強度と析出炭化物との関連性

析出物の総量を f 、その直径を d 、また平均粒子間隔を λ とすれば、それらの間の関係は次式で表わされる。

$$\lambda = 2d(1-f)/3f \quad (1)$$

この式でも f を一定とすれば

$$\lambda \propto d \quad (2)$$

また、一般に分散粒子を含む合金の降伏強度 τ は、その分散粒子の d および λ との間に次式の関係があるとされている。¹³⁾

$$\tau \propto 1/(\lambda - d) \quad (3)$$

(2)と(3)から

$$\tau \propto d^{-1} \quad (4)$$

となり、降伏応力は粒子間距離に逆比例することとなる。クリープ破断強度は降伏応力と同一には扱えないが、 λ がある程度以上に大きくなると、 λ の増加するにつれてクリープ速度も増加する（すなわちクリープ強度は減少する）¹⁴⁾¹⁵⁾ことが知られており、単純にクリープ強度の大きいものほどクリープ破断強度が大きくなるものとすれば、 λ の増すほど、すなわち d の増すほどクリープ破断強度は減少するはずであり、クリープ破断強度と d との間には(3)式と類似の関係が成立つものと考えられる。

304 H 鋼について電解抽出により炭化物量を測定したところ、その総量は 650°C では約 300 hr、また 700°C では 30 hr 以後、あまり増加は認められなかった。そこで f 一定として、304 H 鋼および 316 H 鋼の 10³hr および 10⁴hr クリープ破断強度とそれぞれの時間において r 粒内に析出している炭化物 $M_{23}C_6$ の粒径 (Fig. 3 より内挿または外挿により求める) の逆数 $1/d$ との関係求めて Fig. 10 に示した。図にみるように、304 H 鋼は PA, PB の 2 鋼種とも、しかも 600°C、650°C および 700°C の 3 温度のデータがすべてほぼ 1 本の直線で整理されることがわかる。温度の高いほど、また時間の長いほど炭化物は凝集し、 d は大きくなって強度も低下するわけであるが、この図はまた、同種の鋼でも炭化物の凝集の遅いほど破断強度の大きくなることを示している。また、316 H 鋼では 304 H 鋼よ

Fig. 10. Rupture strength vs. a reciprocal of mean particle size of precipitated carbide of the 18Cr-8Ni and 18Cr-10Ni-Mo steels.

りも大きなこう配の直線で整理され、同一の d 値で比較すれば 316 H 鋼のほうが 304 H 鋼より約40%ほど高い破断強度を与えることになる。この強度差は主として Mo の固溶強化によるものと考えられるが、316 H 鋼のほうが炭化物の凝集が速いため、同一温度、同一時間で比較すれば両者の強度差は Fig. 1 に示したようにそれほど大きなものではない。

なお、Fig. 10 においてクリーブ破断強度と炭化物の平均粒径 d との関係が鋼種ごとの 1 本の直線で整理されたわけであるが、これは炭化物の総量が一定であると同時に、その種類および素地の組成もほぼ同一であり、さらにクリーブ強度が大きいかほどクリーブ破断強度も大きくなるような場合にのみ成立つと考えるべきである。オーステナイト鋼に B を添加した場合、同一試験条件のもとでクリーブ速度はほとんど変わらずに破断伸びが著しく増加する結果、クリーブ破断強度も増加することが認められているが、そのような場合には、B は前述したような単に炭化物の分散を改善する効果のみでなく、素地に対しても無視できない効果（たとえば粒界に偏析して粒界クラックの発生を遅らせるなど）を生じているものと考えられるべきであろう。

さて、Fig. 10 の結果から、炭化物の総量を一定として鋼のクリーブ破断強度を高めるには、炭化物の凝集成長を遅らせることが必要となることはいうまでもない。析出粒子の凝集速度は、素地中の溶質原子の平衡溶解度 (C_0) および拡散係数 (D)、析出粒子のモル容積 (V_m)、および母相と析出相の界面エネルギー (σ) などによって支配されると考えられるが、いま σ だけをとり上げて考えてみることにする。 σ の値を実測することは困難であるが、母相と析出相との misfit が

大きいほど一般に σ は増加するものと考えられる¹⁸⁾。幸いに γ 相と $M_{23}C_6$ とは原子配列が非常に似ており、 $M_{23}C_6$ の格子定数は γ 相のそのほぼ 3 倍に等しく、また、 $M_{23}C_6$ が γ 相中に析出した場合の両者の方位関係や coherency はすでに Lewis¹⁸⁾ らや Beckett¹⁹⁾ らによって論じられているので、両者の misfit を算出して $M_{23}C_6$ の凝集の難易を比較することは無意味ではないと考えられる。そこで Fig. 6 で使用した少量の Ti, Nb を含む 4 種類の鋼および PB 鋼について、700°C-1 000 hr 時効試料の X 線解析結果から γ 相と $M_{23}C_6$ の misfit を算出し、そのときの $M_{23}C_6$ の平均粒径および 700°C-1 000 hr 破断強度との関係を Fig. 11 に示した。図から明らかなように、misfit が小となるほど $M_{23}C_6$ の粒径は小さく、したがってその凝集は遅いことになり、それとともに破断強度は増加することがわかる。ここに示した 5 鋼種の間で、前述の C_0 , D , V_m などの差が無視できる程度であるかどうかは明らかでなく、むしろとくに C_0 は微量 Ti, Nb の存在によってかなり変化するものと考えられるべきであろうが、それにもかかわらず、Fig. 11 のように misfit の値だけでよく整理され、misfit を求めることによって $M_{23}C_6$ の凝集の難易を比較することができ、さらに鋼のクリーブ破断強度とも明らかな相関を示すことは興味ある事実といえよう。

Fig. 11. Relation between rupture strength, mean particle size of precipitated carbide $M_{23}C_6$, and lattice misfit of the carbide to austenite matrix of 18Cr-8Ni steels modified with small addition of Ti and Nb.

ところで、微量 Ti, Nb 添加によってクリーブ破断強度が改善される原因は、析出する $M_{23}C_6$ が γ 粒内に微細均一に分散するためであると考えられることはすでに述べたが、それでは微量 Ti, Nb はどのような機構で $M_{23}C_6$ の微細均一分散に寄与するのであろう

*1 Misfit(%) = $|3 \times a_\gamma - a_{M_{23}C_6}| / (3 \times a_\gamma) \times 100$ ただし、 a_γ および $a_{M_{23}C_6}$ はそれぞれ γ 相および $M_{23}C_6$ の格子定数である。

か。この疑問はつぎの2つの問題に分けられよう。すなわち、

(1) $M_{23}C_6$ が r 粒内に優先的に核発生するようになるのはなぜか。

(2) r 粒内に析出した $M_{23}C_6$ の凝集粗大化が遅いのはなぜか。

これらの問題についてはまだ明快な解決は得られていないが、現在の筆者らの考え方はつぎのように要約される。

(1) 初期に r 粒内に析出する(未固溶のまま残存するものも含めて) TiC および NbC の周囲には、クリープ変形に際して転位のからみつきを生じ、これが $M_{23}C_6$ の析出サイトを与える。また Ti と Nb が原子比ではほぼ等量のときもっとも効果的となるのは、 TiC あるいは NbC のみが析出する場合より、両者がほぼ等量にかつ別々に析出する場合のほうが個々の粒子の凝集が起りにくく、 MC 粒子はより微細に分散し、それが $M_{23}C_6$ のより均一な析出に寄与すると想像される。ただし、 TiC と NbC が別々に析出することは確認されていない。

(2) このようにして $M_{23}C_6$ が r 粒内に析出し、その析出の初期には TiC と NbC がこの $M_{23}C_6$ と共存することは電解残渣のX線解析で認められているが、微量の TiC 、 NbC はやがて消失し、X線解析でも検出されなくなる。すなわちいったん析出した少量の TiC 、 NbC は $M_{23}C_6$ の析出が進むにつれてその中に吸収され、 $M_{23}C_6$ 中の Cr あるいは Fe 原子の一部を Ti 、 Nb が置換してその格子定数を大きくし、 r 相との $misfit$ を小さくするために $M_{23}C_6$ の凝集成長は遅滞されるものように推察される。また B などを添加すると炭化物 $M_{23}(C, B)_6$ を生じ、 $misfit$ は $M_{23}C_6$ の場合よりさらに小さくなって炭化物の凝集はいっそう遅滞されることになる。一方、 Mo の添加はこれが主として素地に固溶して $M_{23}C_6$ との $misfit$ を大きくするために、 $M_{23}C_6$ の凝集を促進するのであろう。

5 結 言

本論文では18-8系ステンレス鋼のクリープ破断強度と析出炭化物の分散状態との関連性について、著者らの最近の研究を総括的に報告し、両者の間に密接な関係のあることを明らかにした。とくに微量 Ti 、 Nb 添加が $M_{23}C_6$ の均一微細な分散析出を促進してクリープ破断強度を改善する上で著しく効果的であること、また、18-10 Mo 鋼にこの微量 Ti 、 Nb とともに N および B をも組み合わせ添加すると、 $700^{\circ}C-10^3hr$ 破断強度が約 $18.5 kg/mm^2$ というこの種の鋼としてはかなり高い値が得られることなどを述べた。

さらに、この微量 Ti 、 Nb の添加による炭化物微細化の原因についても若干の検討を行なったが、それら

の考察から、オーステナイト鋼において Ti 、 Nb 添加に限らずつぎのような条件を満足すれば、炭化物の微細均一な分散状態が得られ、高温強度の増加することが予想される。

(1) 2種類以上の MC 型炭化物を析出させ、同時に $M_{23}C_6$ も析出するような化学組成を選定する。

(2) 素地と析出する $M_{23}C_6$ との間の $misfit$ をできるだけ小さくする。すなわち、オーステナイトに固溶して格子定数を小さくする元素、あるいは $M_{23}C_6$ に固溶してその格子定数を大きくするような合金元素を添加する。

本研究は、日本鋼管(株)技術研究所の耳野 亨、木下和久、峯岸 功の各氏、および東京工業大学の石井友之、松尾 孝の各氏の協力によって行なわれたものであり、ここに深甚の謝意を表する次第である。

(昭和46年8月21日 材料国際会議金属材料の高温強度に関するエクステンションセミナーにて講演)

参 考 文 献

- 1) Irvine, K. J., J. D. Murray, and F. D. Pickering, JISI, **196**, 166 (1960).
- 2) 三好栄次, 行俊照夫, 住友金属, **19**, 503 (1967).
- 3) 山本俊二, 太田定雄, 鉄と鋼, **53**, 567 (1967).
- 4) 三好栄次, 行俊照夫, 鉄と鋼, **53**, 570 (1967).
- 5) 行俊照夫, 鉄と鋼, **54**, 584 (1968).
- 6) 篠田隆之, 耳野 亨, 木下和久, 峯岸 功, 鉄と鋼, **54**, 1472 (1968).
- 7) 三好栄次, 数井良一, 日本金属学会誌, **25**, 581 (1961).
- 8) 三好栄次, 日本金属学会誌, **26**, 513 (1962).
- 9) 三好栄次, 日本金属学会誌, **28**, 604 (1964).
- 10) 田中良平, 篠田隆之, 石井友之, 耳野 亨, 木下和久, 峯岸 功, 学振 123 委研報告, **12**, 93 (1971).
- 11) 吉田平太郎, 依田連平, 小池喜三郎, 松尾国彦, 鉄と鋼, **56**, 311 (1970).
- 12) Gensamer, M., E. B. Pearsall, W. S. Pellini, and J. R. Low, Trans. ASM, **30**, 983 (1942).
- 13) Orowan, E., "Dislocation in Metals," p.128 (1954) AIME
- 14) McLean, D., (田中他訳), "金属の機械的性質" 第9章 (1967) 共立出版
- 15) Sherby, O. D., and P. M. Burke, Prog. in Materials Science **13**, 325 (1967).
- 16) 河部義邦, 中川竜一, 向山 保, 鉄と鋼, **54**, 473 (1968).
- 17) Wagner, C., Z. Electrochem., **65**, 581 (1961).
- 18) Lewis, M. H., and B. Hattersley, Acta. Met., **13**, 1159 (1965).
- 19) Beckitt, F. B., and B. R. Clark, Acta Met., **15**, 113 (1967).
- 20) Shinoda, T., R. Tanaka, T. Mimino, and K. Kinoshita, Proc. Int. Conf. on Sci. Tech. of Iron and Steel, II, p.1224 (1971).