超微細粒組織を有する準安定オーステナイト系 ステンレス鋼の引張変形挙動*

富村 宏 紀** 永 守 浩 樹***
高 木 節 雄** 徳 永 洋 一**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 55, No. 4 (1991), pp. 376-382

Tensile Deformation Behavior in Metastable Austenitic Stainless Steel Having Ultra Fine Grain Structure*

Kouki Tomimura**, Hiroki Nagamori***,
Setsuo Takaki** and Youichi Tokunaga**

Deformation behavior in metastable austenitic stainless steel having an ultra fine grain structure has been investigated using a 12.5%Cr-9.5%Ni-2%Mo-0.1%N steel by means of a tensile test with particular emphasis on the behavior of deformation induced martensite (α'). The ultra fine grain austenite (γ) structure was achieved by reversion from α' to γ . The grain size was controlled in the range between 0.2 and 40 μm by selecting annealing temperatures from 950 to 1400 K.

Nominal stress-strain curves of the ultra fine grain ($\leq 0.5 \mu\text{m}$) specimens, which were obtained by annealing at temperatures from 973 to 1023 K for 180 s, exhibit the upper and lower yield points followed by a constant stress level between them (yield point phenomena). At the plateau stage neck is locally introduced and propagated in the gage position by heterogeneous deformation, accompanied by α' formation.

The occurrence of the yield point phenomenon and the size of the neck depend on two true stresses, i.e. the work hardening stress especially by the formation of α' (σ_R) and the concentrated stress by the reduction of area (σ_L) in the necked area. The heterogeneous deformation in the ultra fine grain specimens can be explained by the plastic instability, that is, σ_L is higher than σ_R , which arises from the fact that α' formation is largely suppressed by the grain refinement. When σ_R is higher than σ_L as in the case of coarser grain specimens, local necking is arrested and the deformation is propagated to another position, leading to uniform deformation.

(Received October 25, 1990)

Keywords: metastable austenitic stainless steel, ultra fine grain, reversion, tensile deformation, yield point phenomenon, heterogeneous deformation, work hardening, deformation induced martensite

I. 緒 言

準安定オーステナイト(γ)系ステンレス鋼では、冷間加工によりマルテンサイト(α')相を誘起させ、再び γ に逆変態させることにより、その結晶粒径を微細にし強度を上昇させることが可能である⁽¹⁾⁽²⁾。また、変形時の加工誘起 α' 相の生成によるTRIP現象⁽³⁾により良好な延性も得られる。

著者らはこの逆変態処理を利用してFe-Cr-Ni系で0.5 μm ⁽⁴⁾、MoやC添加鋼では0.2 μm ⁽⁵⁾⁽⁶⁾まで γ 相の結

晶粒を超微細化することに成功した。結晶粒径が数 μm 以下になると種々の性質が顕著に変化してくる。例えば、熱的および加工誘起で生成する α' 変態は非常に抑制されるし⁽⁷⁾⁽⁸⁾、強度もベッチ則から明らかなように著しく上昇する。また、超微細粒組織を有する場合は、引張変形初期に荷重降下を生じることも報告されている⁽⁹⁾。準安定 γ 系ステンレス鋼のTRIP現象を有効に利用して延性を向上させるのにはこれらの点についても明らかにしておかねばならない。しかし、これまでこの荷重降下について、変形中の組織変化や強度の観点からは十分に説明された例はない。

* 1990年9月日本鉄鋼協会秋季大会にて発表

** 九州大学工学部材料工学科(Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

*** 九州大学大学院生、現在：(株)神戸製鋼所加古川製鉄所(Graduate Student, Kyushu University, Fukuoka. Present address: Kakogawa Works, Kobe Steel Co. Ltd., Kakogawa)

本研究では 12.5Cr-9.5Ni-2Mo-0.1N 鋼を用い、結晶粒径と引張変形挙動の関係について調査し、とくに超微細粒組織を有する試料の荷重-伸び曲線に現れる荷重降下現象に関して、その発生機構を力学的観点から考察した。

II. 実験方法

供試材は高周波溶解炉で真空溶解し 370 kg 铸塊とした。その化学成分は 12.5Cr-9.5Ni 鋼をベースに Mo と N を含有する 0.024C, 0.40Si, 0.39Mn, 0.033P, 0.003S, 12.40Cr, 9.34Ni, 2.03Mo, 0.083N (mass%) である。この鋼塊に熱間鍛造と 1523 K-7.2 ks の均質化焼鈍および熱間圧延を施し、3 mm 厚の板材とした。ついで 1373 K-60 s の溶体化処理を施したのち、15 回のパスで断面減少率 80% の冷間圧延を施した。この際、加工誘起 α' 変態が十分進むように、試料を水冷しながら圧延温度を 333 K 以下に制御した。その後 γ 相への逆変態処理は Ar ガス雰囲気中 973 K~1373 K で 180 s の等時焼鈍で行った。

引張試験は、厚さ 0.7 mm・平行部の幅 6 mm・長さ 35 mm の平板試験片を圧延方向と平行に採取し、インストロン型試験機(クロスヘッド速度 0.02 mm/s)で行った。

熱処理後の各試料の α' 量は、直流磁束計による飽和磁化の測定⁽¹⁰⁾によって求めた。また、一部引張変形途中の試験片各部の α' 量をフェライトメーターで測定し、直流磁束計による値に補正した。

組織観察は光学顕微鏡および 200 kV 透過型電子顕微鏡を用いて行った。電顕用薄膜は硫酸 20%・エチルアルコール 40%・メチルアルコール 40% の電解液を用いたジェット研磨法で作製した。逆変態 γ の粒径は 100 倍の ASTM 標準組織を基準に比較法により決定した。

III. 実験結果

1. 逆変態による結晶粒超微細化

本鋼は 80% 加工でラス組織を有する α' にはほぼ 100% 変態し、その後 180 s 焼鈍の場合には 973 K 以上で逆変態が完了して γ 単相になる。Fig. 1 に 973 K 焼鈍における逆変態 γ の電顕組織を示す。平均結晶粒径は 0.2 μm 以下で、この熱処理を利用した方法では Fe-Cr-Ni-Mo 系⁽⁵⁾、Fe-Cr-Ni-C 系⁽⁶⁾と並んで非常に微細である。この逆変態 γ 相は典型的な等軸粒組織を呈しており、拡散型機構⁽¹¹⁾によって形成されたことが分かる。また、粒内には矢印で示すように 25~50 nm の窒化物が数多く観察される。これは状態図から Cr_2N と考えられる⁽¹²⁾。この窒化物は逆変態後の保持時間を長くすると消失してしまうので、逆変態 γ 組織から析出したものでなく、焼鈍時の昇温途中で前組織である α' 相中から析出したものと予想される。

焼鈍温度を上げると逆変態 γ 組織の粗大化が起こるが、Fig. 2 に平均結晶粒径の変化を示す。1073 K までは平均

Fig. 1 Transmission electron micrograph of reversed austenite with ultra fine equiaxed grains. The specimen was annealed at 973 K for 180 s after 80% cold rolling. Numerous nitrides are observed as indicated by arrows.

Fig. 2 Relation between annealing temperature and grain size of reversed austenite.

γ 粒径が 1 μm 程度であり、顕著な粒成長は起こっていない。これは Mo のドラッグ効果⁽¹³⁾や一部析出している窒化物のピンニング効果⁽¹⁴⁾によるものである。

2. 引張変形挙動

Fig. 3 に 973 K から 1373 K までの種々の温度で焼鈍した試料の引張試験による公称応力-歪曲線を示す。逆変態が完了した直後の 973 K 焼鈍材は、0.2% 耐力が 1.0 GPa 以上の高強度を示している。焼鈍温度上昇に伴い 0.2% 耐力が次第に低下するだけでなく、引張変形挙動も大きく変化している。すなわち、1023 K 以下で焼鈍した細粒材では、変形初期に応力がいったん下降し、停留状態を保ちながら変形が進行したのち、再び歪とともに強度が上昇していく。この上降伏点、下降伏点が現れる現象(広義の降伏点現象)は、準安定 γ 系ステンレス鋼の場合、前加工度の増加や試験温度が低温になると起こりやすいことがすでに知られている⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。さらに Miller が他の成分系

Fig. 3 Nominal stress-strain curves in the specimens annealed at various temperatures for 180 s.

で指摘しているように、本研究でも結晶粒の微細化によって降伏点現象が現れる⁽⁹⁾ことが明らかになった。この応力一定の部分において、セレーションは観察されなかった。一方、1073 K 以上で焼鈍した粗粒材では降伏点現象は見られず、塑性変形域で加工硬化により応力が逐次増大していく変形挙動を示す。

Fig. 4 は平均結晶粒径 $1.3 \mu\text{m}$ の 1073 K 焼鈍材について引張変形途中の試験片平行部各場所での、伸び(局部伸

Fig. 4 Changes in local strain and martensite content with gage position at various tensile strain levels in the specimen annealed at 1073 K for 180 s. The grain size was $1.3 \mu\text{m}$.

び)ならびにそれに伴い誘起される α' 量を各公称歪ごとに整理した結果を示す。なお、公称応力-歪曲線と測定位置を図上部に併記した。また、伸びについては公称歪で評価している。局部伸びは試験片のどの場所でもある一定の値を示し、与えられた歪が均等に加わっていることが分かる。また、加工誘起 α' 相も各場所で均一に生成し、その量も加えられた歪にほぼ比例して増加している。

Fig. 5 は降伏点現象が明確に現れる平均結晶粒径 $0.2 \mu\text{m}$ の 973 K 焼鈍材における下降伏点を示した直後の引張試験片平行部の外観を示す。(a)に○印で示すような局部的なネックは、上降伏点で入り始め、下降伏点では試験片幅方向に横断する形で貫通している。(b)はこのネック部分を拡大したものであり、加工誘起 α' 相の生成に伴う表面起伏も観察される。この試料をさらに変形し各公称歪での試験片各部分における局部伸びならびに加工誘起 α' 量の変化を示したのが Fig. 6 である。降伏点現象を示す 973 K 焼鈍材では、引張による変形が試験片の一端で局部的に開始し、次第に他端(この場合は 1→7)に伝播していく

Fig. 5 Appearance of a tensile specimen surface annealed at 973 K for 180 s, showing heterogeneous deformation. (b) is higher magnification of the area surrounded by a circle in (a). The deformation was stopped at the position indicated by an arrow in the attached load-elongation curve.

Fig. 6 Changes in local strain and martensite content with gage position at various tensile strain levels in the specimen annealed at 973 K for 180 s. The grain size was $0.2 \mu\text{m}$.

不均一変形が起こっていることが分かる。例えば、試験片全体に0.016の公称歪が付加された場合でも、試験片の1の位置では局部的に0.1の公称歪が加わっている。この値は公称応力-歪曲線での応力一定状態での伸び(不均一伸び)に等しい。変形の進行に伴い、この局部的な歪を受けた領域が広がり、公称応力-歪曲線上の応力一定部分の終端になって、はじめて試験片全体が同一の歪状態になる。加工誘起 α' 相の生成挙動も不均一な伸びに対応して変化し、各位置での局部変形後の α' 量は約60%に達している。

IV. 考 察

1. 上下降伏点の結晶粒径依存性

超微細粒組織を有する試料では、前述のように引張変形時に明確な降伏点現象を示すが、この上下降伏点や不均一伸びの結晶粒径との相互関係について検討する。降伏点現象を示す試料の荷重-伸び曲線、真応力-歪曲線ならびに引張試験片の変形挙動を模式的に示したのが Fig. 7 である。上降伏点(図中①)での真応力 σ_1 は

Fig. 7 Schematic illustration of tensile deformation curves and tensile specimen.

$$\sigma_1 = P_1/A_1 \approx P_1/A_0 \quad (1)$$

で表わされる。上降伏点での荷重、断面積は P_1, A_1 で初期断面積は A_0 である。なお、この状態では試料はまだほとんど塑性変形しておらず A_1 は A_0 とほぼ等しいものとした。下降伏点でのネック部の真応力 σ_2 (図中②)は断面積が減少したことに伴う応力集中($\Delta\sigma_n$)が加算され、 σ_1 よりも上昇しており、この値は

$$\sigma_2 = \sigma_1 + \Delta\sigma_n = P_2/A_2 \quad (2)$$

と表わされる。 P_2 は下降伏点時の荷重、 A_2 はネック部の断面積である。上降伏点、下降伏点での不均一変形が起こる部分の長さをそれぞれ L_1, L_2 とすれば体積一定条件より次の関係が満足される。

$$\begin{aligned} 1/A_2 &= L_2/(A_1 L_1) \\ &= (1 + \epsilon_L)/A_1 \end{aligned} \quad (3)$$

ここで ϵ_L は $(L_2 - L_1)/L_1$ で表わされる局部的に起こる不均一伸びであり、この値は前述したように公称応力-歪曲線での応力一定での伸びに相当する不均一伸び ϵ_H に等しい。式(3)を式(2)に代入すると

$$\begin{aligned} \sigma_2 &= P_2(1 + \epsilon_L)/A_1 \\ &\approx P_2(1 + \epsilon_L)/A_0 \\ &= P_2(1 + \epsilon_H)/A_0 \\ &= \sigma'_2 + \sigma'_2 \epsilon_H \end{aligned} \quad (4)$$

となる。 σ'_2 は下降伏点での局部変形が起きてない場所での応力($=P_2/A_1 \approx P_2/A_0$)である。

Fig. 8は降伏点現象が現れる 973 K から 1023 K まで

Fig. 8 Effect of annealing temperature on yield true stress.

の焼鈍材で測定した上下降伏点での真応力 σ_1 , σ_2 の焼鈍温度依存性を示す。焼鈍温度上昇に伴い σ_1 , σ_2 は共に低下しているが、これは粒粗大化に起因する。また、 σ_2 と σ_1 の差から得られるネッキングによる応力上昇分 $\Delta\sigma_n$ は焼鈍温度に依存せず、ほぼ 0.1 GPa と一定の値を示す。この結果は降伏現象が現れるいずれの焼鈍材でも不均一変形部の α' 量が約 60% と一定であったこととよく一致しており、この応力上昇分が生成する α' 量の影響を受けることを示唆している。

Fig. 9 に同じ焼鈍温度範囲において、公称応力-歪曲線の応力一定部分の歪に相当する不均一伸び (ϵ_H) の変化を示す。焼鈍温度が高く結晶粒径の大きい試料ほど、この伸びが増加していく。各焼鈍材の不均一変形した部分の α' 量はほぼ同じ値であり、この不均一伸びはネッキング中に形成される加工誘起 α' 相に大きく依存していると考えられる。ネック部で応力集中が起きた場合、そこでの加工誘起 α' 相の生成はそれ自体の硬化により試験片破断を阻止する。したがって、これに必要な α' 量が得られるまで同一場所でのネッキングが進行するわけで、不均一伸びが大き

Fig. 9 Relation between annealing temperature and heterogeneous strain.

いことはある一定量の α' 相が形成するのに要する変形量が大きいのことを示唆している。逆変態処理の際、本鋼では Fig. 1 に示したように昇温途中に γ 相への変態前に加工誘起 α' 相のなかで窒化物が析出し、それが逆変態終了後も γ 相中に残存している。そのため母相中の固溶 N 量が減少し、 γ が不安定になり加工誘起 α' が生成しやすくなる。また、焼鈍温度が高くなると、析出していた窒化物も γ 相中に再固溶して γ が安定化するので、一定量の α' 相を誘起するのに大きな変形を要することになる。Miller は Fe-Ni 系の (α + γ) 微細 2 相鋼を用いて、結晶粒の粗大化に伴ってこの不均一伸びが小さくなると報告している⁽⁹⁾が、本実験ではこれと全く逆の傾向になっている。彼の結果は、焼鈍温度上昇により結晶粒径が粗大になりそれに伴い α' 相が形成されやすくなる効果⁽⁸⁾のみが働いたことによるものであり、本鋼でも窒化物の析出が起こらなければこれと同様な結果が得られるであろう。

2. 不均一変形時の応力解析

不均一変形が起こる試料の引張挙動では上降伏点が現れた後、試験片のある箇所ではネッキングが起こり、それに伴い荷重が下降し、試験片幅方向を横断して貫通した地点でこのネッキングが止まり下降伏点を示す。この現象を理解するには、断面積の減少に伴う応力集中と加工硬化の 2 つの効果を考える必要がある。

加工硬化が加わった状態での真応力 (σ_R) は歪に比例して上昇し、また、局所変形は上降伏点で開始することにより次式で表わされる。

$$\sigma_R = \sigma_1 + (d\sigma_H/d\epsilon)\epsilon \quad (5)$$

ここで σ_H は加工硬化による応力上昇を表わす。Fig. 10 に種々の大きさの γ 粒を有する試料の各公称歪に対して求めた真応力の変化を示す。なお、0.2 μm (973 K 焼鈍材)、0.5 μm (1023 K 焼鈍材) の平均結晶粒径をもつ試料では、均一変形が起こる部分の結果のみ示している。この真応力は σ_R に相当し、求めたデータの範囲では歪に対して良い直線関係がある。また、この直線の傾きに相当する $d\sigma_H/d\epsilon$

Fig. 10 Changes in work hardening stress (σ_R) as a function of nominal strain in the specimens with various grain sizes.

$d\varepsilon$ は粒径が小さい試料ほど大きい。これは前述したように、焼鈍温度が低い場合は固溶 N 量が減少し、歪に対して誘起される α' 量が多くなるためであり、粒径の影響が直接効いているわけではない。

次に、上降伏点から下降伏点の間での断面積減少に伴う応力集中 (σ_L) の変化について考察する。 σ_L は変形途中の断面積を A 、荷重降下量を ΔP とおくと

$$\sigma_L = (P_1 - \Delta P) / A \quad (6)$$

となる。さらに、体積一定条件から次式のように展開できる。

$$\begin{aligned} \sigma_L &= (P_1 - \Delta P) L / A_1 L_1 \\ &\approx (P_1 - \Delta P) (1 + \varepsilon) / A_0 \\ &= \sigma_1 (1 + \varepsilon) - \Delta P (1 + \varepsilon) / A_0 \end{aligned} \quad (7)$$

ε は $(L - L_1) / L_1$ で表わされる変形途中での歪である。一定速度の引張試験のもとでは、断面積減少による塑性歪が急激に与えられると、それに伴い弾性歪が減少するため、その減少量に相当する分だけ荷重が低下する。したがって ΔP は変形途中の歪 ε と局部的に起こる不均一歪 ε_H の比から求められ、

$$\Delta P = (P_1 - P_2) \varepsilon / \varepsilon_H \quad (8)$$

となる。式 (8) を式 (7) に代入すると

$$\sigma_L = \sigma_1 + \sigma_1 \varepsilon - (P_1 - P_2) / \varepsilon_H A_0 ((\varepsilon + 1/2)^2 - 1/4) \quad (9)$$

で表わされる。

Fig. 11 は 973 K ならびに 1073 K 焼鈍で得られた 0.2 μm ならびに 0.5 μm の結晶粒をもつ試料において、式 (9) から求めた σ_L (太線) ならびに Fig. 10 で求めた σ_R (細線) の歪に対する変化を示す。さらに低歪側の σ_R の予想値を破線で示す。これは次の考えに基づいたものである。 σ_L 、 σ_R の両応力は σ_1 を出発点として歪と共に増加する。降伏点現象を示す両試料では変形開始直後では、 σ_L が σ_R より大きいために試料は破断しようとするネックが形成されるが、

$$\begin{aligned} \sigma_L &= \sigma_1 (1 + \varepsilon) - \frac{\Delta P}{A_0} (1 + \varepsilon) & \sigma_L: \text{concentrated stress by reduction of area} \\ \sigma_R &= \sigma_1 + \frac{d\sigma_H}{d\varepsilon} \varepsilon & \sigma_R: \text{work hardening stress} \end{aligned}$$

Fig. 11 Variation of true stress with nominal strain in the specimens with a grain size of 0.2 and 0.5 μm . Each grain size was obtained by 923 K-180 s and 1023 K-180 s annealing, respectively.

それに伴い σ_R の上昇が起こる。そして両応力が一致する歪に達した時にこのネッキングが停止する。そして、この状態での真応力が σ_2 、歪が不均一伸び ε_H に相当する。試験片の 1 箇所で行ったこの現象は他の場所で同様に起こり、最終的に不均一変形が試験片全体に伝播する。その後、 σ_R が σ_L を越えてしまうため変形機構が均一変形へ移行し、最終的には再び σ_L より大きな応力が加わった状態で、試験片は破断する。このように σ_L と σ_R の大小関係で変形機構が決定され、 $\sigma_L < \sigma_R$ は塑性安定領域、 $\sigma_L > \sigma_R$ は塑性不安定領域に相当する。1073 K 焼鈍材では変形初期から塑性安定領域にあるために、均一変形が起こり、荷重-伸び曲線でも降伏点現象を示さなかったわけである。 σ_L が大きくなるにつれ塑性不安定領域は形成されやすくなり、式 (9) から明らかなように塑性変形する直線の応力 (ここでは σ_1) が σ_L に大きな影響を与える。すなわち、 σ_1 が大きい鋼種ほど歪に対する σ_L の上昇も増大する。例えば、 σ_1 が 1.3 GPa を越える Nb, C を添加した準安定 γ 系ステンレス鋼では σ_L の増加が著しいために塑性不安定領域のまま試料が破断し伸びが非常に小さい⁽¹⁷⁾。

このように超微細粒鋼では結晶粒微細化に伴い強度が上昇するだけに、塑性不安定領域が出現しやすくなり、降伏点現象を伴った引張挙動を示す傾向にある。超微細粒鋼でこの降伏点現象を抑制する方法としては、変形初期から $\sigma_L < \sigma_R$ の塑性安定領域を得る必要がある。そのためにはわずかな歪で加工誘起 α' 相を多く生成させて σ_R を上昇させる鋼成分を選定しなければならない。

V. 結 言

焼鈍温度により逆変態 γ 粒径を抑制した Mo と N を含んだ準安定オーステナイト系ステンレス鋼である 12.5Cr-9.5Ni-2Mo-0.1N 鋼を用いて、超微細粒鋼の引張変形挙動を検討し、次のような結論を得た。

(1) 焼鈍温度 973 K から 1023 K における範囲の平均オーステナイト粒径 0.5 μm 以下の超微細粒試料では、引張変形初期に荷重が下降し、その後一定の荷重で変形が進行する降伏点現象を示す。

(2) 降伏点現象が起こる試料では不均一変形が進行し、これに伴って、加工誘起マルテンサイトが局部的に生成する。

(3) 降伏点現象が現れる超微細粒試料では、焼鈍温度上昇にともない不均一伸びが増加する。これは高温側で母相中の固溶 N 量が増加して、オーステナイトが安定になり、歪誘起によるマルテンサイトの生成が抑制されるためである。

(4) 不均一変形で試験片中の 1 箇所に形成されるネックの大きさは 2 つの応力の大小関係で決定される。すなわち、ネック部における加工誘起マルテンサイト生成等による加工硬化した応力が、断面積の減少に伴い集中した応

力の値以上になった場合に、1 箇所でのネッキングは止まり他の箇所へ伝播する。

最後に、試料用母材を溶製していただいた日新製鋼(株)鉄鋼研究所に謝意を表します。また、本研究に熱心に協力された塩田恵介君(現在：住友重機工業(株))に深く感謝致します。

文 献

- (1) D. V. Laptev and D. R. F. West: *Met. Technol.*, **4**(1977), 128.
- (2) 荒木弘安, 平田健一, 藤村全戒: 日本金属学会誌, **44**(1980), 1244.
- (3) 田村今男: 鉄と鋼, **56**(1970), 429.
- (4) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一: 鉄と鋼, **74**(1988), 1058.
- (5) 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, **76**(1990), 1728.
- (6) 富村宏紀, 奥 学, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, **75**(1989), 1186.
- (7) W. C. Leslie and R. L. Miller: *Trans. Amer. Soc. Met.*, **57**(1964), 972.
- (8) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, **63**(1977), 772.
- (9) R. L. Miller: *Metall. Trans.*, **3**(1972), 905.
- (10) 高木節雄, 徳永洋一, 富村宏紀: 鉄と鋼, **73**(1987), S539.
- (11) 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, **74**(1988), 1649.
- (12) 増本 健, 今井勇之進: 日本金属学会誌, **33**(1969), 1364.
- (13) M. Hillert and B. Sundman: *Acta Metall.*, **24**(1976), 731.
- (14) 磯部 晋, 岡部道生: 電気製鋼, **56**(1985), 122.
- (15) 友田 陽, 牧 正志, 田村今男: 材料, **22**(1973), 329.
- (16) 平野 坦, 須藤正俊, 柚須善之: 日本金属学会誌, **33**(1969), 975.
- (17) 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: 未発表データ.