日本金属学会誌 第 49 巻 第 11 号 (1985) 945-951

水素チャージした高 Mn オーステナイト系ステンレス鋼の相変態と内部摩擦

臼 井 誠* 浅 野 滋**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 49, No. 11 (1985), pp. 945-951

Phase Transformation and Internal Friction in Hydrogen-Charged High Manganese Austenitic Stainless Steels

Makoto Usui* and Shigeru Asano**

X-ray diffraction and internal friction studies were performed for 19Cr-9Ni steel (SUS 304), 17Cr-4Ni-6Mn steel (SUS 201) and 15Cr-12Mn steel (NTK S-1). In all the three austenitic stainless steels, hydrogen-induced transformation to the hcp ϵ_H phase and a relaxation peak caused by hydrogen were found after cathodic hydrogen charging.

The hcp ϵ_H phase was unstable and changed to stable martensites during room temperature aging in air. In 19Cr-9Ni steel, it changed continuously to the hcp ϵ martensite with the formation of the bcc α' martensite, as has been reported in the literature. In 17Cr-4Ni-6Mn steel, the aging behavior of the hcp ϵ_H phase was quite the same as in 19Cr-9Ni steel, but in 15Cr-12Mn steel, the hcp ϵ_H phase changed to the hcp ϵ martensite without the formation of the bcc α' martensite. This difference in aging behaviors seems to be attributed to the austenite stability caused by alloying manganese.

The hydrogen peak of internal friction was confirmed around 300 K in 19Cr-9Ni steel, which was measured at about 700 Hz in transverse vibration. Similar hydrogen peaks were also detected around 310 K in 17Cr-4Ni-6Mn and 15Cr-12Mn steels under the same conditions. The substitution of alloying nickel by alloying manganese had no effect on the peak shape but slightly shifted the peak position. This hydrogen peak seems to be attributed to a Snoek-type relaxation due to dissolved hydrogen in austenitic stainless steels.

(Received June 21, 1985)

Keywords: X-ray diffraction, martensitic transformation, internal friction, Snoek peak, hydrogen, manganese, austenitic stainless steel

I. ま え が き

オーステナイト系ステンレス鋼は、すぐれた耐食鋼として広く実用されている。その合金組成は Fe-Cr-Ni 系が中心であるが、最近では Ni 資源節約のために Mn で代用した Fe-Cr-Ni-Mn 系や Fe-Cr-Mn 系のステンレス鋼も開発されている。これらのオーステナイト系ステンレス鋼は、FCC 格子の熱的安定性によって普通は次の 2 種類に分類される。すなわち、第 1 は安定型と呼ばれ、たとえば SUS 310S 鋼のように通常の使用状態では FCC 格子がマルテンサイト変態を起さないものである。第 2 は準安定型と呼ばれ、たとえば SUS 304 鋼のように冷間加工や Ms 点以下への焼入によって FCC 格子がマルテンサイト変態を起す場合があるもので、その際には BCC の α' 相あるいは HCP の ϵ 相が発生する。準安定型オーステナイト系ス

テンレス鋼においては、FCC 格子の安定性が実用上問題になるために、加工誘起変態や焼入による変態が研究されている⁽¹⁾⁽²⁾。

ところが、オーステナイト系ステンレス鋼に陰極電解法によって水素チャージした場合には、安定型、準安定型のどちらも HCP の ϵ_H 相が生じることが知られている。この現象は水素誘起変態と呼ばれ、これまでは Fe-Cr-Ni 系についてのみ研究されている⁽³⁾⁻⁽¹¹⁾。水素誘起変態相 ϵ_H は、水素チャージ後室温空气中に放置すると水素の散逸とともに分解していく。このような ϵ_H 相の室温時効挙動は、安定型の場合と準安定型の場合ではまったく異なるものである。つまり、安定型ステンレス鋼に生じた ϵ_H 相は室温時効により消滅してしまうが⁽⁴⁾⁽⁸⁾、準安定型ステンレス鋼に生じた ϵ_H 相は室温時効により HCP の ϵ 相に移行し、その過程で新たに BCC の α' 相が発生する⁽⁵⁾⁽⁹⁾。この α'

* 名古屋工業大学大学院生 (Graduate Student, Nagoya Institute of Technology, Nagoya)

** 名古屋工業大学材料工学科 (Department of Materials Science and Engineering, Nagoya Institute of Technology, Nagoya)

相と ϵ 相は室温では消滅せず、加工・焼入によって生じるマルテンサイト相と結晶学的に同一のものと考えられている。このような相変態がステンレス鋼中の水素の挙動とどのように関連しているかは、今のところ明らかにされていない。

オーステナイト系ステンレス鋼中の水素の挙動は、水素誘起変態とは別の観点から、内部摩擦によっても研究されている。その結果として、約 500 Hz の振動数で 300 K 付近に固溶水素による緩和型の内部摩擦ピークが生じることが見出された⁽¹²⁾⁻⁽¹⁶⁾。この水素ピークの高さは水素濃度とともに増大するが、ピークの温度位置は一定のままである⁽¹³⁾。水素ピークは 49.0 kJ/mol の活性化エネルギーと $2.4 \times 10^{11} \text{ s}^{-1}$ の振動数因子で特徴付けられており⁽¹⁴⁾、これは水素拡散の活性化エネルギーと前指数因子に対応する値である。したがって、この水素ピークは固溶水素によるスネーク型緩和とみなされるが、やはりこれまでの研究は Fe-Cr-Ni 系についてのみの行なわれてきた。

本研究では従来の Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼のほかに、これまで研究されていない 2 種類の高 Mn オーステナイト系ステンレス鋼を用いて、水素チャージによって起こる相変態と内部摩擦変化を調べた。Fe-Cr-Ni 系および Fe-Cr-Ni-Mn 系、Fe-Cr-Mn 系の 3 種類のステンレス鋼において得られた結果を対比し、オーステナイト安定化元素としての Ni と Mn の置換効果について考察した。

II. 実験方法

実験に用いた材料は、SUS 304 鋼 (Fe-19Cr-9Ni)、SUS 201 鋼 (Fe-17Cr-4Ni-6Mn) および NTK S-1 鋼 (Fe-15Cr-12Mn) の 3 種類の準安定型オーステナイト系ステンレス鋼である。ここで、SUS 201 鋼は SUS 304 鋼の Ni の一部を Mn で置き換えた実用材であり、NTK S-1 鋼は Ni の全部を Mn で置き換えた材料である。これらの化学組成を Table 1 に示す。

X 線回折用には 30 mm × 10 mm × 0.5 mm、内部摩擦測定用には 80 mm × 10 mm × 0.9 mm の板状試料を準備した。なお、X 線回折に関しては安定型の SUS 310S 鋼 (Fe-25Cr-20Ni) も比較試料として用いた。すべての試料を真空中 1323 K で 3.6 ks の溶体化処理を行なった後に氷水中へ急冷した。熱処理後、試料を酸洗、化学研磨して表面酸化物を除去した。これらの試料はアルコール中に保存し、水素チャージ直前に水洗、乾燥して実験に用いた。

試料への水素チャージは陰極電解法によって行なった。電解液には 1.3 mol/m^3 の As_2O_3 を添加した 500 mol/m^3

の硫酸水溶液を用い、白金をアノード、試料をカソードとして、電流密度 500 A/m^2 、電解時間 72 ks、液温約 290 K で定電流電解を行なった。

X 線回折は、水素チャージ後試料を直ちに水洗、乾燥して約 3 分間で装置に取り付け、変態挙動が顕著に現れる $2\theta = 48^\circ \sim 62^\circ$ の範囲で測定を行なった。X 線回折の条件は、Co ターゲット、Fe フィルタを用いて、電圧 30 kV、電流 10 mA、走査速度 $1^\circ/\text{min}$ であった。

内部摩擦の測定は、無磁場中で約 700 Hz の自由端横振動で自由減衰法により行なった。水素チャージ後の試料を約 15 分間で装置に取り付け、真空排気して 150 K 以下まで冷却した後、昇温速度 0.017 K/s で温度範囲 150 K ~ 360 K を測定した。

III. 実験結果

1. 加工誘起変態

まずはじめに、水素チャージ前の FCC 格子の安定度を比較するため、用いた材料に室温での圧延を施して加工誘起変態を調べた。Fig. 1 に SUS 201 における圧延による X 線回折図形の変化を示す。圧延前は FCC 単相であったが、圧延後には BCC の α' マルテンサイト相が発生し、圧延率の増加とともに α' 相の割合が増加した。低温加工した場合には HCP の ϵ マルテンサイト相も発生することが知られているが、本研究の室温加工のもとでは ϵ 相の生成

Fig. 1 X-ray diffraction patterns of cold-rolled SUS 201 steel.

Table 1 Chemical composition of three austenitic stainless steels used (mass%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe
SUS 304	0.05	0.71	1.18	0.025	0.007	18.86	8.60	0.07	bal.
SUS 201	0.022	0.70	6.36	0.036	0.004	16.82	4.20	0.09	bal.
NTK S-1	0.110	0.62	11.82	0.034	0.003	15.36	0.14	0.14	bal.

Fig.2 Effect of cold reduction on the amount of the α' phase in three metastable and one stable austenitic stainless steels.

は認められなかった。SUS 304 と NTK S-1 の場合もほぼ同様で、室温加工によって α' 相のみが発生した。これら 3 種類のオーステナイト系ステンレス鋼における圧延率と α' 相の割合の関係を Fig.2 にまとめた。なお、この図には安定型オーステナイト鋼として知られる市販の SUS 310S の結果も加えてあるが、当然のことながら室温加工しても FCC 単相のままであった。Fig.2 からわかるように、3 種類の準安定型の中では、Mn 量の多い試料ほど加工に対する FCC 格子の安定度が低いものであった。この結果は、合金元素 Mn が合金元素 Ni と比較するとオーステナイト安定化の効力が弱いことを意味している。

2. 水素誘起変態

Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼の水素誘起変態について、従

来の結果を再確認するために、SUS 304 と比較試料 SUS 310S に水素チャージして X 線回折を行なった。Fig.3 は、水素チャージ前、水素チャージ直後および室温時効後の X 線回折図形である。両試料とも水素チャージ前は FCC 単相であったが、水素チャージ直後には $2\theta=53^\circ$ 付近に水素誘起変態相 ϵ_H の回折ピークが現れた。安定型の SUS 310S の ϵ_H 相は室温時効により完全に消滅したが、準安定型の SUS 304 の ϵ_H 相は室温時効により BCC の α' 相と HCP の ϵ 相に分解移行した。これらの結果は過去の研究と一致したものであった。

そこで次に、高 Mn オーステナイト系ステンレス鋼の SUS 201 と NTK S-1 に水素チャージして X 線回折を行なった。Fig.4 の (a), (b), (c) は Fig.3 に対応するもので、それぞれ SUS 201 と NTK S-1 における水素チャージ前、水素チャージ直後および室温時効後の X 線回折図形である。水素チャージ直後の状態を見るかぎりには、Fe-Cr-Ni 系の Fig.3 (b) と Fe-Cr-Ni-Mn 系、Fe-Cr-Mn 系の Fig.4 (b) とは全く区別がつかない。したがって、水素チャージ直後に現れた $2\theta=53^\circ$ 付近の回折ピークは、従来から知られている水素誘起変態相 ϵ_H によるものと判断できる。しかしながら、SUS 201 に生じた ϵ_H 相と NTK S-1 に生じた ϵ_H 相は異なる室温時効挙動を示した。すなわち、Ni を含む SUS 201 における ϵ_H 相は、室温時効により BCC の α' 相と HCP の ϵ 相に分解移行し、この挙動は従来から知られている SUS 304 の ϵ_H 相の場合とほぼ同一のものであった。これに対して、Ni を含まない NTK S-1 における ϵ_H 相は、室温時効によりピーク位置を高角度へ移行して

Fig.3 X-ray diffraction patterns for SUS 310S and SUS 304 steels.
(a) Uncharged. (b) Hydrogen charged for 72 ks at 500 A/m^2 .
(c) Aged 90 ks at room temperature after (b).

Fig.4 X-ray diffraction patterns for SUS 201 and NTK S-1 steels.

(a) Uncharged.

(b) Hydrogen charged for 72 ks at 500 A/m².

(c) Aged 90 ks at room temperature after (b).

(d) Aged 900 s at 370 K after (b).

HCP の ϵ 相になったが、本研究の水素チャージ条件のもとでは BCC の α' 相はほとんど観察されなかった。水素チャージした試料を約 370 K の沸騰水中で時効したときの X 線回折図形を Fig.4(d) に示した。この場合も、室温空气中と同様の時効変化であった。ただし、変化が終了するまでの時間は、室温時効の場合は約 1 日であるのに対し、370 K 時効の場合は約 15 分であった。これは試料内の水素が高温ほど速く散逸することを意味している。

さらに、3 種類の準安定型ステンレス鋼に生じたマルテンサイト相の逆変態を調べるため、室温時効の後に再び水素チャージして X 線回折を行なった。その場合の SUS 201 における変化を Fig.5 に示す。(a),(b) はそれぞれ水素チャージ直後および室温時効後の回折図形であり、Fig.4 と同じ図形である。(c) は (b) の状態に再び水素チャージしたもので、 α' 相と ϵ 相が消滅し (a) と同様な ϵ_H 相に戻った。(d) は (c) を再び室温時効したもので、 ϵ_H 相が (b) と同様に α' 相と ϵ 相に移行した。この変化は、さらに水素チャージと室温時効を続けることによってくり返される。水素の吸収・放出に伴う可逆的変態は、従来も Fe-Cr-Ni 系の SUS 304 において報告されているが⁽⁵⁾⁽¹⁰⁾、本研究では Fe-Cr-Ni-Mn 系の SUS 201 および Fe-Cr-Mn 系の NTK S-1

においても確認された。すなわち、SUS 201 の場合は SUS 304 と同様に $\epsilon_H \rightleftharpoons \epsilon + \alpha'$ となり、NTK S-1 の場合は $\epsilon_H \rightleftharpoons \epsilon$ であった。このような可逆的変態の機構は明らかでないが、合金元素 Mn は水素放出に際して ϵ 相を安定化するために α' 相の生成を抑制するものと考えられる。

3. 内部摩擦

SUS 201 における水素チャージ前と水素チャージ後の内部摩擦の測定結果を Fig.6 に示す。水素チャージ前には内部摩擦ピークはみられなかったが、水素チャージ後には約 700 Hz の振動数ではば 310 K の温度位置に明確な内部摩擦ピークが現れた。360 K までの昇温測定をくり返すことにより、この内部摩擦ピークの時効挙動を調べた結果も Fig.6 にあわせて示した。なお、3 回目と 4 回目の測定の間には約 1 週間の室温時効を行なった。くり返し測定の際にピークの高さは徐々に減衰していった。このようなピークの時効挙動は、Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼で報告されているピークの挙動⁽¹³⁾⁽¹⁵⁾と類似している。

水素チャージした 3 種類のオーステナイト系ステンレス鋼における測定結果を Fig.7 に示す。これらの内部摩擦ピークの時効挙動は Fig.6 と同様な結果であった。SUS

Fig.5 X-ray diffraction patterns for SUS 201 steel.
(a) Hydrogen charged for 72 ks at 500 A/m².
(b) Aged 90 ks at room temperature after (a).
(c) Hydrogen charged for 72 ks at 500 A/m² after (b).
(d) Aged 90 ks at room temperature after (c).

Fig.6 Internal friction in SUS 201 steel before and after hydrogen charging.

304 の場合に約 300 K に生じた内部摩擦ピークは、これまでに観察されている水素ピーク⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾と実質的に同一のものと考えられる。さらに、今回調べた SUS 201 と NTK S-1 の高 Mn オーステナイト系ステンレス鋼の場合にも類似の水素ピークが生じたが、SUS 304 と比較すると SUS 201 と NTK S-1 のピーク位置は約 10 K 高温側であった。

Fig.7 Hydrogen peaks of internal friction observed in three austenitic stainless steels.

ピーク高さの違いについては現段階では明確ではないが、試料に吸収された水素量の違いによる可能性が考えられる。なお、NTK S-1 において約 215 K に小さなピークが存在するが、これは水素チャージ前にも観察されたもので、水素とは無関係の内部摩擦ピークである。この小さなピークは、Ledbetter ら⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾によって報告された磁気変態による弾性率異常が関与しているものと考えられる。

IV. 考 察

準安定型オーステナイト系ステンレス鋼における水素誘起変態の従来の研究は、Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼についてのみ行なわれており、その結果は以下のである。水素チャージをすると $2\theta=53^\circ$ 付近に HCP の水素誘起変態相 ϵ_H が生じる。この ϵ_H 相は、室温時効によってピーク位置を $2\theta=55^\circ$ 付近まで連続的に移行して HCP の ϵ 相になり、さらに時効過程で新たに $2\theta=52^\circ$ 付近に BCC の α' 相のピークが出現してくる⁽⁵⁾⁽⁹⁾。室温時効によって生じた α' 相と ϵ 相は、加工・焼入によって生じるマルテンサイト相と同一のものである⁽⁷⁾⁽⁹⁾。また、 ϵ_H 相以外に FCC 構造の水素化物が形成される場合も報告されているが⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾、本研究で用いた比較的弱い水素チャージ条件のもとでは、FCC 構造の水素化物の形成は認められなかった。

本研究では水素チャージした高 Mn オーステナイト系ステンレス鋼の X 線回折を行ない、水素誘起変態に及ぼす合金元素 Mn の効果を調べた。Fe-Cr-Ni-Mn 系の SUS 201 および Fe-Cr-Mn 系の NTK S-1 においても、水素チャージによって Fe-Cr-Ni 系の SUS 304 と同様に水素誘起変態相 ϵ_H を生じた。 ϵ_H 相は 3 種類のいずれの場合も同一のもの判断でき、合金組成の違いによる影響はないと考えられる。しかしながら、Ni の一部を Mn で置換した SUS 201 の場合には SUS 304 とほぼ同一の室温時効挙動であるのに対し、Ni の全部を Mn で置換した NTK S-1 の場合

には SUS 304 との差が見出された。つまり、NTK S-1 に生じた ϵ_H 相の室温時効挙動では、SUS 304 や SUS 201 の場合と異なり、加工によって生じる α' 相の生成は観察されなかった。このような ϵ_H 相の時効挙動の違いは、Ni と Mn の置換に伴うオーステナイト安定度の変化に起因しているものと考えられる。

水素チャージによって生じる水素誘起変態相 ϵ_H は、研究者によっては水素化物と考えられているが⁽⁹⁾⁽¹¹⁾、現在のところ水素誘起変態相と水素化物の違いは明確に定義されていない。しかし、純ニッケル⁽¹⁹⁾や Ni-Fe 合金⁽²⁰⁾⁽²¹⁾の水素化物は、明らかに母相との間に溶解度ギャップが存在するのに対して、 ϵ_H 相は ϵ マルテンサイト相との間に溶解度ギャップが実証されていない⁽¹⁰⁾。したがって本報では、 ϵ_H 相を水素化物とは考えず、水素を固溶した ϵ マルテンサイト相とみなして⁽¹⁰⁾水素誘起変態相として取扱った。

水素チャージしたオーステナイト系ステンレス鋼に生じる 300 K 付近の緩和型の内部摩擦ピークは、浅野ら⁽¹²⁾⁻⁽¹⁵⁾や Igata ら⁽¹⁶⁾によって報告されている。これらはいずれも FCC の Fe-Cr-Ni 系合金についての結果であるが、合金元素の効果については十分に説明されていない。最近、Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼と類似の内部摩擦ピークが、水素チャージした FCC の Fe-Ni 2 元合金においても見出された⁽²²⁾⁽²³⁾。この事実は、合金元素 Cr が水素ピークの形成に直接的には寄与していないことを意味している。本研究では、Ni を含まない Fe-Cr-Mn 系の NTK S-1 においても類似の水素ピークが観察された。これは合金元素 Ni も水素ピークが生じるための必要条件ではないことを意味している。したがって、オーステナイト系ステンレス鋼における水素ピークの出現に関しては、特定の合金元素の存在を前提としていないものと考えられる。ただし、SUS 201 と NTK S-1 の高 Mn オーステナイト系ステンレス鋼の水素ピークは、Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼の場合よりいずれも約 10 K 高温側に位置している。このピーク温度の違いは合金元素の影響によるものと考えられる。

オーステナイト系ステンレス鋼における水素ピークが母相中の固溶水素によるものか、あるいは前述の ϵ_H 相に関連するものかは、本報の実験結果のみからは十分に明らかとはいえないが、われわれは以下の理由によって母相中の固溶水素が直接的に関与したものと考えている。すなわち、水素ピークと ϵ_H 相の時効挙動を対比してみると、内部摩擦の 2 回目以降の測定時には ϵ_H 相はすでに ϵ 相に移行してしまっていると判断できるが、水素ピークは明らかに残存している。また Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼における従来の結果が示すように、この水素ピークの活性化エネルギーは、母相中の水素拡散の活性化エネルギーの値に極めて近く⁽¹⁴⁾、さらに同位体効果によるピーク温度のずれも検出されている⁽²⁴⁾。したがって、この水素ピークは、母

相中の固溶水素の拡散挙動に関連したスネーク型緩和によるものと考えられる。

V. ま と め

陰極電解法によって水素を吸収させた高 Mn オーステナイト系ステンレス鋼において、X線回折測定と内部摩擦測定を行なったところ以下の結果を得た。

(1) Fe-Cr-Ni-Mn 系の SUS 201 と Fe-Cr-Mn 系の NTK S-1 においても、従来から知られている Fe-Cr-Ni 系の SUS 304 と同様に、水素チャージによって水素誘起変態相 ϵ_H が生じた。ところが、 ϵ_H 相の室温時効挙動は FCC 格子の安定度によって異なり、SUS 201 の ϵ_H 相は BCC の α' 相と HCP の ϵ 相に移行し、NTK S-1 の ϵ_H 相は HCP の ϵ 相のみに移行した。

(2) Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼で見出されている内部摩擦の水素ピークは、SUS 201 と NTK S-1 においても観察されたが、そのピーク温度位置は Fe-Cr-Ni 系よりも約 10 K 高温側であった。オーステナイト系ステンレス鋼における水素ピークは、合金元素 Cr, Ni の不在下でも出現し、FCC 格子中の固溶水素の拡散挙動に関連したスネーク型緩和によるものと考えられる。

最後に、本研究の X線回折に関しては名古屋工業大学金属工学科山本英次君(現在：日本発条㈱)の協力をいただき、研究一般に関しては名古屋工業大学 保田正文教授から有益な助言をいただいた。また高 Mn オーステナイト系ステンレス鋼は日本金属工業株式会社から提供されたものである。以上の方々に心より感謝します。

文 献

- (1) H.M.Otte : *Acta Met.*, **5**(1957), 614.
- (2) G.P.Sanderson and R.W.K.Honeycombe : *J.Iron Steel Inst.*, **200**(1962), 934.
- (3) M.L.Holzworth and M.R.Louthan, Jr. : *Corrosion*, **24**(1968), 110.
- (4) H.Okada, Y.Hosoi and S.Abe : *Corrosion*, **26**(1970), 183.
- (5) 大谷南海男, 浅野 滋, 藤嶋芳雄, 山崎義和 : 日本金属学会誌, **37**(1973), 746.
- (6) 蒲地一義, 浜本 栄 : 日本金属学会誌, **37**(1973), 1259.
- (7) 蒲地一義, 峠 睦 : 日本金属学会誌, **40**(1976), 821.
- (8) 柴田正道, 浅野 滋, 大塚陸郎 : 名古屋工業大学学報, **30**(1978), 405.
- (9) K.Kamachi : *Trans. Iron Steel Inst. Japan*, **18**(1978), 485.
- (10) N.Narita, C.J.Altstetter and H.K.Birnbaum : *Met. Trans. A*, **13**(1982), 1355.
- (11) A.Szumner and A.Janko : *Corrosion*, **35**(1979), 461.
- (12) 浅野 滋, 後藤益弘, 大塚陸郎 : 日本金属学会誌, **39**(1975), 1318.
- (13) 浅野 滋, 角田隆太郎, 大塚陸郎 : 日本金属学会誌, **41**(1977), 338.
- (14) S.Asano, M.Shibata and R.Tsunoda : *Scripta Met.*, **14**(1980), 377.

-
- (15) S.Asano and K.Oshima : Trans. JIM, **23** (1982) , 530.
- (16) N.Igata, H.B.Chen and K.Miyahara : Scripta Met., **16** (1982) , 169.
- (17) H.M.Ledbetter : Met. Trans. A, **11** (1980) , 543.
- (18) H.M.Ledbetter and E.W.Collings : Mater. Sci. Eng., **68** (1985) , 233.
- (19) 羽木秀樹, 浅野 滋, 大塚陸郎 : 日本金属学会誌, **40** (1976) , 796.
- (20) 佐賀二郎, 宮田節男 : 日本金属学会誌, **40** (1976) , 1098.
- (21) 浅野 滋, 白井 誠 : 名古屋工業大学学報, **36** (1984) , 295.
- (22) S.Asano and H.Seki : Scripta Met., **18** (1984) , 117.
- (23) 関 博司, 浅野 滋 : 日本金属学会誌, **48** (1984) , 694.
- (24) S.Asano and M.Kazaoka : Scripta Met., **19** (1985) , 47.
-