鉄鋼材料における析出金属間化合物の利用

岡 田 康 孝*

1. 緒 言

新素材探求のなかで金属間化合物の研究が盛んになりつつある。金属学会講演会(1988年11月)やMRS 会議(米国1988年12月)のシンポジウムでは多数の発表があり盛況を呈した⁽¹⁾。しかしながら、金属間化合物の中には画期的な性能を示すものもあり、一部に実用化が図られているものの⁽²⁾⁽³⁾、延性改善など今後解決すべき課題が多く、本格的な利用にはまだ時間が必要である。

一方、鉄鋼材料において金属間化合物の利用は20年以前から始まっている。ステンレス鋼における σ -相のように材料特性を劣化させる場合もあるが、微細析出、微細分散させることにより従来の材料になかった優れた性質を発揮させることが可能で、すでに各種の機能材料に使用されている⁽⁴⁾⁻⁽¹⁰⁾。

この中で析出強化型ステンレス鋼(PH ステンレス)とマルエージ鋼が金属間化合物を利用した鉄鋼材料の代表鋼種である。また、Ni 基合金についても古くからアロイ718など、金属間化合物利用合金がある。これらの材料は開発されてからかなりの時間が経過し利用技術も完成の域にあるが、材料革命が進むなかでさらに高い機能が期待されている。

ここでは、機能向上の一環として PH ステンレス鋼からマルエージ鋼に至る強靱化の経緯・機構および極限強度について述べる。また、析出強化型 Ni 基合金については最近の話題として、塑性変形挙動からみた靱性・耐食性の改善状況についても論じたい。

2. PH ステンレス鋼

PH ステンレス鋼は50年の歴史があり、本誌特集号⁽¹¹⁾に詳しい。その後、各種の改良が加えられ性能が飛躍的に向上しているが、基本成分・強化機構に大幅な変化はない。

表1に代表的な実用鋼種の化学組成・析出物を示す。また表2に析出強化を示した金属間化合物の報告例を示す。母相組織により析出物は変化するが、主な析出物は ϵ -Cu, NiAl, NiTi, Ni₃Ti, ラーベス相(Fe₂Ti, Fe₂Nb, Fe₂Mo)である。変わったものではG相(Ni₁₆Ti₆Si₇)が報告されている。

この中で、 ϵ -Cuは強化の割りに靱性の低下が少なく有用な強化法であるが強度上昇に限界がある。一方、AlやTi添加による析出強化(NiAl⁽¹³⁾⁽¹⁵⁾, Ni₃Ti⁽¹⁵⁾⁽¹⁷⁾, NiAl⁽¹³⁾⁽¹⁵⁾⁽²⁰⁾)は強化が大きいかわりに靱性の劣化が著しい。PH ステンレス鋼は強度面では ϵ -Cuによる弱い

表1 代表的な実用 PH ステンレス鋼と金属間化合物⁽¹¹⁾。

母 相 組 織	名 称	成 分 系	金属間化合物
オーステナイト	17-14 CuMo A286	0.12C-16Cr-14Ni-2.5Mo-3Cu 0.06C-25Ni-15Cr-1.5Mo-2Ti-0.3V	ϵ -Cu η -Ni ₃ Ti
オーステナイト+フェライト	PH 558	0.04C-1.5Si-9Ni-20Cr-5Mo-3.5Cu	ϵ -Cu, Ni ₃ Si
マルテンサイト	17-4 PH PH 7 PH 15-7 Mo	0.04C-16Cr-4Ni-3.5Cu-0.25Nb 0.07C-17Cr-7Ni-1.2Al 0.07C-15Cr-7Ni-2.2Mo-1.2Al	ϵ -Cu ⁽¹²⁾ NiAl ⁽¹³⁾ NiAl ⁽¹³⁾

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所鋼管材料研究室室長
Application of Intermetallic Compound Precipitates for Iron and Steel; Yasutaka Okada (Iron & Steel Research Lab., Sumitomo Metal Industries, Ltd., Amagasaki)
Keywords: intermetallic compound, precipitation, maraging steel, PH stainless steel, superalloy, corrosion, strength, toughness
1989年4月12日受理

強化に留め、耐食性維持を特長としている。さらに高強度で優れた靱性得るためには母相組成の改良(高Ni化)と析出物の改善(Mo含有金属間化合物の利用)が必要であり、これを実現したのがマルエージ鋼である。

表 2 金属間化合物による析出強化の報告例.

母相組織	成分系	金属間化合物	文献
オーステナイト	Fe-23Cr-4Ni-0~2Al-0~3Ti	NiAl, Ni ₂ (Al, Ti), (Fe, Ni) ₂ Ti	(13)
フェライト	Fe-W, Fe-Nb, Fe-Ta	Fe ₂ W, Fe ₂ Nb, Fe ₂ Ta	(14)
マルテンサイト	Fe-7Ni-1Al-Be, Ti	NiAl, NiBe, Ni ₃ Ti	(15)
	Fe-10~17.5Ni-1.5~2.5Al-0~0.4Mo	Ni ₃ Al	(16)
	Fe-10~20Ni-1.8Ti	Ni ₃ Ti	(17)
	Fe-15Cr-7Ni-0~3Si-0~3Ti	Ni ₃ Ti, G-Ni ₁₆ Ti ₆ Si ₇	(18)
	Fe-9Ni-4.5Mn-Mo	NiMn, Fe ₂ Mo	(19)

3. マルエージ鋼

(1) 強靱化の経緯

まず母相の靱性を改善するため, Ni を高めた 20~25%Ni マルエージ鋼が開発された. この鋼は Ti を 1.5%添加し η -Ni₃Ti による析出強化を図ったもので, 時効後 1760~1910 MPa の強度を得るが, 靱性が低く発展しなかった.

次に, 18%Ni マルエージ鋼が開発された⁽²¹⁾. 現在, マルエージ鋼といえばこの鋼種を指す. 極低炭素-18%Ni-8~12%Co の強靱な母相に析出強化元素である Mo と Ti を複合添加したものである. ASTM 規格 (A538) には 200 ksi (1370 MPa, グレード A), 250 ksi (1710 MPa, グレード B), 300 ksi (2060 MPa, グレード C) まである. さらに 2350 MPa 以上のマルエージ鋼が実用化されつつある^{(22)~(26)}.

次に, 13Ni-15Co-10Mo 系で 2740 MPa 以上の強度を有する超高強度鉛が検討されている⁽²⁷⁾. 河部らは, この鋼種に成分改良と加工熱処理を施すことにより, 3900 MPa の強度を得ている^{(28) (29)}. 河部はマルエージ鋼の限界強度を 4200 MPa 程度に見積っている.

(2) マルエージ鋼の金属間化合物

マルエージ鋼の析出物は鈴木⁽¹³⁾の報告が詳しい. 代表的なものを表 3 に示す. Ti 添加鋼では Ni₃Ti, Fe₂Ti,

Mo 添加鋼では Fe₂Mo, Fe₇Mo₆, Ni₃Mo が認められている. しかしながら, 報告されているものの大部分は高温あるいは長時間の時効で析出物が粗大化した状態で測定されたもので, 最高強度を示す時効条件で微細な析出物を同定した例は少ない.

著者らは, 非水溶媒電解抽出法を用い時効初期から最高強度を示す時効条件までに析出する金属間化合物を同定した⁽⁴³⁾. 結果を表 4 に示す. Ti 添加で生じるのは η -Ni₃Ti のみであり, Mo 添加では主な析出物は σ -FeMo であった. Ni₃Mo は時効初期には析出せず析出量がわずかで, 強化への寄与も少ないと考えられる. また, Fe₂Mo は未固溶析出物であり, 高温析出物である.

表 4 非水溶媒電解抽出法により同定した各種マルエージ鋼の析出物⁽⁴³⁾.

成分系	時効 (773 K)	析出物
17.5Ni- 12.5Co- 6Mo-1.2Ti	1.8 ks	Ni ₃ Ti, (Fe, Co)Mo
	18 ks	Ni ₃ Ti, (Fe, Co)Mo, Ni ₃ Mo
	180 ks	Ni ₃ Ti, (Fe, Co)Mo, Ni ₃ Mo
17.5Ni- 12.5Co- 6Mo	1.8 ks	(Fe, Co)Mo
	18 ks	(Fe, Co)Mo, Ni ₃ Mo
	180 ks	(Fe, Co)Mo, Ni ₃ Mo
17.5Ni- 12.5Co- 1.2Ti	1.8 ks	Ni ₃ Ti
	18 ks	Ni ₃ Ti
	180 ks	Ni ₃ Ti

表 3 エマルジョン鋼の金属間化合物.

析出物	成分系	同定手段	文献
Fe ₂ Mo	18Ni-8Co-5Mo-0.4Ti	レプリカ, EPMA	(30) (31)
	13Ni-15Co-10Mo	TEM, 電解抽出	(32) (33) (34)
Fe ₇ Mo ₆	13Ni-15Co-10Mo	TEM	(32) (33) (34)
FeMo	13Ni-15Co-10Mo	TEM	(32) (33)
	18Ni-9Co-5Mo	レプリカ, EPMA	(35)
Ni ₃ Ti	18Ni-8Co-5Mo-0.4Ti	レプリカ, EPMA	(30) (31)
	20Ni-3Ti	TEM, レプリカ	(36)
Fe ₂ Ti	18Ni-12.5Co-5Mo-1.6Ti	X 線回折	(37)
Ni ₃ Mo	18Ni-8Co-5Mo-0.4Ti	レプリカ, EPMA	(38) (39) (40)
	18Ni-5Mo	TEM	(36) (41) (42)

図1 時効硬化させたマルエージ鋼に認められる金属間化合物の TEM 像
(17.5Ni-15Co-6Mo-1.2Ti鋼, 時効: 773 K, 21.6 ks).

マルエージ鋼の析出物は主に η -Ni₃Ti と σ -FeMo であるが、強靱化機構を説明するには析出物の同定のみでは十分でなく析出場所とそれを支配する母相組成を考慮する必要がある。

(3) マルエージ鋼の強靱化機構

18%Ni マルエージ鋼は Ni, Co, Mo, Ti など高価な元

素を多量に含有しているが、強靱化の観点からみると極めてバランスのとれた成分配合になっている。

図1は17.5Ni-15Co-6Mo-1.2Ti 鋼の773 K で21.6 ks 時効材の透過電顕像(TEM)である。暗視野像に針状と球状の析出物が認められ電子線回折から各々 η -Ni₃Ti と σ -FeMo と同定された。後者はさらに非水溶媒電解抽出による残渣の化学組成分析で確認している。

表5に主要元素の効果、図2に析出物とその分散状況からみた強靱化機構を示す⁽⁴⁴⁾。 η -Ni₃Ti の析出強化には Ni を18%まで高め析出完了後の母相の Ni 濃度を確保する必要がある。Ni は逆に高過ぎると Ms 点を下げ、残留 γ の生成により強度低下を招く。さらに、Mo 添加

表5 マルエージ鋼の主要元素の効果⁽⁴⁴⁾。

元素	強 靱 化 作 用	過剰添加の場合の問題点
Ni	(1) 靱性の高い母相(マルテンサイト)組織を形成。 (2) Ni を含む金属間化合物(Ni ₃ Ti, Ni ₃ Mo)の析出促進。 (3) Ni ₃ Ti の粒界析出抑制。	(1) Ms 点低下で残留 γ を生成させ時効後の強度を低下させる。
Co	(1) Mo を含む金属間化合物(FeMo, Ni ₃ Mo)の析出促進。 (2) Ms 点を上昇させ Ni, Mo, Ti の多量添加を可能にする。	(1) 20%を越えると靱性が著しく劣化する ⁽⁴⁵⁾ 。
Mo	(1) 靱性低下の少ない FeMo, Ni ₃ Mo の析出強化に寄与。 (2) 析出物は粒内に均一分散。 (3) Ni ₃ Ti の粒界析出を防止する。	(1) Ms 点低下で残留 γ を生成。 (2) ミクロ偏析を助長する。 (3) 固溶化温度を高め結晶粒を粗大にする。
Ti	(1) Mo に比べ析出強化能が大きい。 (2) Ni ₃ Ti の析出で母相中の Ni 濃度を低下させ時効中に生成する γ を抑制。過時効軟化を遅らせる。	(1) Ms 点低下で残留 γ を生成。 (2) ミクロ偏析を助長。 (3) Mo 添加と適正 Ni 量がないと粒界析出し靱性低下させる。

図2 マルエージ鋼の強度-靱性におよぼす析出物種類・析出物分散状況の影響 (N. T. S.: 切欠付引張強さ, 応力集中係数: 3.5)。

は η -Ni₃Ti が粒界に析出し靱性劣化するのを防止するために極めて有効である。一方、 σ -FeMo は粒内に微細析出しその強化は靱性低下が少ない。しかし Mo を過剰添加すると残留 γ が生じ、この方法による強化には限界がある。Co は σ -FeMo の強化を促進させ、しかも Ms 点を上昇させて残留 γ の生成を抑制する作用がある。Ti には母相の Ni 濃度を低下させ時効中の γ 析出抑制により過時効軟化を遅らせる効果がある。

(4) 今後の展望

以上に述べたようにマルエージ鋼は強度・靱性についてほぼ極限を極めたと思われる。実用範囲を拡大させるには、耐食性・磁気特性・疲労強度などを具備させる必要がある。

耐食性のうち、水素脆性に対しては最近時効初期あるいは低温時効時に形成される微細析出物が劣化原因であるなど⁽⁴⁶⁾⁽⁴⁷⁾新しい知見が得られている。後でも述べるが針状の Ni₃Ti が耐食性の劣化原因である可能性があり⁽⁴⁷⁾、Mo 単独添加とか Nb 添加などによる改善が期待される。

磁気特性については、元来マルエージ鋼は良好な半硬質磁石である。著者らは、 η -Ni₃Ti の分解過程で Ni を 60% 以上含有する γ を認めている⁽⁴⁸⁾。この γ は強磁性で良好な磁気特性を有しており、磁気特性改善に有効な手段となるかもしれない。

疲労強度については、1960 MPa を越えると材料だけでは最早改善されず、窒化・浸炭などの表面硬化処理が

施されてきた。しかしながらこれらの処理は表面を硬くする反面、脆くさせるので信頼性に問題がある。最近、CVD・PVD やイオン注入などの新しい表面処理法が続々と開発されておりこれらとのドッキングにより新しい疲労強度材料の開発が期待される。

4. 析出強化型 Ni 基合金

(1) 析出強化合金の種類と金属間化合物

Ni 基で析出強化を利用した鍛造合金は表 6 をはじめ多数開発されている。しかしながら、そのほとんどが γ' (Ni₃Ti) で一部に γ'' (Ni₃Nb) との複合析出を図ったものがある。なお、さらに金属間化合物相の体積率が高い鋳造合金があるがここでは省略する。

析出強化鍛造合金の大部分は高温材料として開発されたものであり、一部に原子力用の耐食材料に使用されている⁽⁴⁹⁾。元来、析出強化は耐食性を劣化させるものと考えられてきたが、強化相によっては必ずしも劣化が大きくなく冷間加工強化材より耐食性が優れたものがあることが分かってきた。

ここでは、代表的なアロイ 718 を基準とし析出強化相と塑性変形の関連性から耐食性を評価してみたい。

(2) 析出強化合金の塑性変形挙動

γ' は FCC 構造の規則相、 γ'' は FCC 2 個をユニットセルとする FCT 規則相で、いずれも母相に整合している⁽⁵⁰⁾。

表 6 代表的な Ni 基および Co 基の析出強化型鍛造合金。

名 称	成 分 系	析 出 相
Alloy 718	Ni-0.04C-19Cr-3Mo-5Nb-1Ti-0.4Al-18Fe	γ' (Ni ₃ (Ti, Al)), γ'' (Ni ₃ Nb)
Alloy X-750	Ni-0.04C-15Cr-2.5Ti-0.7Al-6Fe	γ' (Ni ₃ (Ti, Al))
RENE41	Ni-0.09C-19Cr-11Co-10Mo-3Ti-1.5Al	γ' (Ni ₃ (Ti, Al))
UDIMET 500	Ni-0.07C-19Cr-19Co-4Mo-3Ti-3Al	γ' (Ni ₃ (Ti, Al))
S-816	Co-0.4C-20Cr-20Ni-4Mo-4W-4Nb-4Fe	γ'' ((Ni, Co) ₃ Nb)

52Ni-22Cr-3Mo-2.5Ti 合金
(γ' -Ni₃Ti)

52Ni-22Cr-3.5Mo-4.7Nb 合金
(γ'' -Ni₃Nb)

図 3 析出強化型 Ni 基合金の塑性変形後 TEM 像(弱ビーム法, 暗視野)。

図4 析出強化型 Ni 基合金の析出相と塑性変形の関連性の模式図。

図5 冷間加工材と析出強化材の強度-伸び関係の比較(試験材: 52Ni-22Cr-3.5Mo-4.7Nb, 強度は冷間加工率, 時効条件で変化させた.)。

図6 各種強化法による析出強化型 Ni 基合金の耐食性試験結果。

試験法: SSRT 試験, 試験環境: 25%NaCl-0.5%CH₃COOH, 0.7 MPa H₂S, $\dot{\epsilon}=4.0 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$)

試験材: A: 52Ni-19Cr-3Mo-0.9Ti-5Nb ($\gamma' + \gamma''$)

B: 42Ni-22Cr-3Mo-2.7Ti (γ')

C: 52Ni-22Cr-3.5Mo-4.7Nb (γ'')

五十嵐らは⁽⁵¹⁾ γ' と γ'' 析出強化合金およびこれらの合金を固溶処理後時効せず冷間加工で強化した材料の塑性変形挙動を詳細に調査した。図3は γ' (Ni₃Ti)と γ'' (Ni₃Nb)で析出強化させたNi基合金に数%の歪を与えた後のTEM像である。 γ' 強化合金では析出物の周りに転位ループが認められるのに対して、 γ'' 強化合金では転位ループはなく析出物を切断したあとの積層欠陥が認められた。これに対応して前者にのみ転位のプラナー化が認められた。その結果、図4のモデルに示すように γ' と γ'' の塑性変形モードの相違から、材料が変形した場合に転位の集積度に差が生じ、 γ'' 強化合金は局所的な応力集中が小さいことが判明した。

冷間加工強化材は当然のことではあるが転位のセル化などにより、局所的な応力集中が生じる。図5は γ'' 強化合金について、析出強化材と固溶処理後冷間加工で強化したものとを伸びで比較した結果である⁽⁵¹⁾。同一強度で比較して、 γ'' 強化の方が伸びが高いことが分かる。

このように、強化法により局所的な応力集中・延性に相違が認められた。以下に耐食性との関連について述べる。

(3) 析出強化合金の腐食特性

前項と同一材料についてSSRT試験(Slow Strain Rate Testing)を実施した。結果は図6に示すとおり γ'' 合金は γ' 合金に比べSSRT試験において良好な耐食性を示した。また、冷間加工で強化した合金は図5に示すとおり同一強度に対して延性が低く、耐食性も低下した。

耐食性の差は変形モードの差と対応し、転位の集積の最も小さい γ'' の耐食性が良好であった。すなわち、耐食性は冷間加工強化材が必ずしも良好でなく塑性変形モード如何では析出強化合金の方がかえって優れている場合もあることを示した。なお、 γ' 析出強化合金は孔食

性にも劣り、耐食材料の強化には γ'' が適していることが判明した。

このように析出強化として用いる金属間化合物をうまく選択することにより、今までになかった新しい機能を得ることが期待される。

5. 結 言

鉄鋼材料をはじめNi基合金に使用されている金属間化合物の紹介と若干の新しい利用法について述べた。現在、ファインスチールなど新しい機能材料の探索が盛んになりつつあり、鉄鋼材料の研究に携わっている方々に少しでも参考になれば幸いである。

文 献

- (1) N. S. Stoloff, C. C. Koch, C. T. Liu and O. Izumi: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*, MRS Symposia Proceedings, vol. 81 (1987).
- (2) 青木 清, 和泉 修: 日本金属学会誌, **41** (1979), 170.
- (3) 和泉 修: 日本金属学会会報, **20** (1981), 472.
- (4) 藤原徹男, 細見政功, 白井泰治, 山口正治: 日本金属学会講演概要, (1988・11月), 496.
- (5) 川畑正夫, 藤田輝男, 江波戸和男: 日本金属学会会報, **3** (1964), 649.
- (6) 日下邦夫: 特殊鋼, **25** (1976), 64.
- (7) J. R. Mihalisin and C. G. Bieber: *J. Metals*, **18** (1966), 1033.
- (8) R. F. Decker, J. T. Eash and A. J. Goldman: *Trans. ASM*, **55** (1962), 58.
- (9) S. Floreen: *Trans. ASM*, **57** (1964), 38.
- (10) 永井信行, 太田定雄, 細見公次: 神戸製鋼技報, **58** (1972), 33.
- (11) 特集・PHステンレス鋼: 日本金属学会会報, **3** (1964), 581.
- (12) 笹倉利彦, 九重常雄, 新持喜一郎: 鉄と鋼, **64** (1969), 831.
- (13) 鈴木朝夫: 鉄と鋼, **59** (1973), 822.
- (14) 竹山宗芳, 長谷川正義, 岡本昌文, 所 一典: 鉄と鋼, **56** (1970), 1747.
- (15) 金尾正夫, 荒木 透, 沼田英夫, 中野恵司: 鉄と鋼, **57** (1970), 1854.
- (16) 添野 浩, 土屋正利, 田口正夫: 鉄と鋼, **6** (1983), 437.
- (17) 添野 浩, 土屋正利: 鉄と鋼, **68** (1982), 309.
- (18) 星野和夫, 廣津貞男: 鉄と鋼, **72** (1984), 875.
- (19) 淀川正夫, 鈴木朝夫, 田中 実: 鉄と鋼, **61** (1975), 2433.
- (20) 渡辺敏幸: 鉄と鋼, **61** (1975), 2456.
- (21) S. Floreen and G. R. Speich: *Trans. ASM*, **57** (1964), 714.
- (22) G. W. Tuffnell and R. L. Cairns: *Trans. ASM*, **61** (1968), 798.
- (23) C. S. Carter: *Met. Trans.*, **1** (1970), 1551.
- (24) D. Kalish and H. J. Rack: *Met. Trans.*, **2** (1971), 2665.
- (25) H. J. Rack and D. Kalish: *Met. Trans.*, **5** (1974), 685.
- (26) 木村康夫, 内堀勝之, 所 一典, 木川博之: 鉄と鋼, **61** (1975), 2617.
- (27) J. R. Mihalisin and C. G. Bieber: *J. Metals*, (1966), 1033.
- (28) 河部義邦, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, **62** (1976), 1229.
- (29) 宗木政一, 河部義邦, 高橋順次: 鉄と鋼, **69** (1983), 2030.
- (30) G. P. Miller and W. I. Mitchell: *J. Iron Steel Inst.*, (1965), 899.
- (31) 佐藤信二, 垣内泰弘, 上田正男, 大橋延夫: 川鉄技報, **1** (1969), 148.
- (32) J. M. Drapier and P. Viatour, A. Magnée and D. Cout-sourades: *Cobalt*, (1971), 29.
- (33) A. Magnée, P. Viatour, J. M. Drapier, D. Cout-sourades and L. Habraken: *Cobalt*, (1973), 3.
- (34) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 石原和範, 中村均: 鉄と鋼, **64** (1978), 95.
- (35) B. R. Banerjee, J. M. Capenos and J. J. Hauser: *Proc. ASTM*, **6** (1966), 115.
- (36) G. R. Speich: *Trans. Met. Soc. AIME*, **227** (1963), 1426.
- (37) 添野 浩, 黒田哲夫: 鉄と鋼, **64** (1978), 88.
- (38) B. G. Reisdorf: *Trans. ASM*, **56** (1963), 783.
- (39) A. J. Backer and P. R. Swann: *Trans. ASM*, **57** (1964), 1008.
- (40) W. R. Bandi, J. L. Lutz and M. Melnic: *J. Iron Steel Inst.*, **207** (1969), 348.
- (41) 鉄鋼における変態と析出, 日本金属学会セミナーテキスト, (1968), 191.
- (42) 清水謙一, 岡本尚機: 日本金属学会誌, **35** (1971), 204.
- (43) 岡田康孝, 遠藤 丈, 仲山 剛: 鉄と鋼, **69** (1983), 703.
- (44) 岡田康孝: 鉄と鋼, **72** (1986), 839.
- (45) 岡田康孝, 邦武一郎: 鉄と鋼, **67** (1981), 791.
- (46) 河部義邦等: 金属材料技術研究所報告集, **5** (1984), 42.
- (47) Y. Asayama: *Trans. JIM*, **25** (1984), 340.
- (48) 米澤利夫, 山口詔丈, 岡田康孝, 五十嵐正晃: 日本金属学会誌, **51** (1987), 309.
- (49) 岡田康孝: 日本鉄鋼協会講演論文集, **1** (1988), 1477.
- (50) M. Igarashi and Y. Okada: *Proc. 4th JIM Int. Symp. on Grain Boundary Structure and Related Phenomena*, Supplement to *Trans. JIM*, Vol. 27 (1986), 891.
- (51) M. Igarashi, S. Mukai, T. Kudo, Y. Okada and A. Ikeda: *NACE*, **44** (1988), 169.