低濃度塩化マグネシウム溶液中の SUS 304 鋼 の応力腐食割れ発生[†]

竹 山 象 三* 合 田 進*

Initiation of Stress Corrosion Cracking of SUS 304 Stainless Steel in Low Concentrated $MgCl_2$ Solution

by

Shozoh TAKEYAMA* and Susumu GOHDA*

In order to examine SCC of SUS 304 in industrial usage, the double bend-beam tests (four point bending) were carried out in low concentrated $MgCl_2$ solutions under O_2 flow, and the relation between SCC and crevice corrosion was examined. The results obtained are summarized as follow:

In the double bend-beam test, cracks appeared on both of the sensitized SUS 304 and the solution-treated one under low $MgCl_2$ concentration and low temperature conditions. The concentration and temperature in these experiments were low enough to be comparable to the SCC initiation condition in industries. The inter-crystalline cracks was observed on the sensitized SUS 304.

Corrosion took place within the crevice between the double bend-beams. The initiation points of SCC were concentrated near the boundary between the crevice corrosion area and the non-corrosion area, where the passive state film seems to be very unstable. The crevice corrosion is considered to induce SCC initiation by concentration of chlorides and destabilization of passive state film in the crevice.

キー・ワード：応力腐食割れ，低濃度塩化マグネシウム溶液，4点支持定ひずみ試験

1 緒 言

高濃度の塩化マグネシウム沸騰溶液を環境溶液とした応力腐食割れ（以下，SCC）試験が，種々のステンレス鋼に短時間で SCC を誘起することができるため，多用されてきた。しかし，実際環境の塩素イオン濃度は低濃度である場合が多く，また高濃度の塩化マグネシウム沸騰溶液中で生ずるものと異なった割れが実機において観察されている¹⁾。したがって，低濃度の塩化物溶液中での SCC 試験が重要と考えられる。

しかし，塩化物濃度および試験温度を下げれば，SCC 発生までの時間が極端に長くなり，さらには SCC を生じにくくなる。SCC 発生を実験室的に加速するには①定電位に保持する²⁾。②定電流に保持する³⁾。③PH を調節する⁴⁾。④溶存酸素を増やす^{5,6)}。⑤人工的すきまにより塩化物の濃縮部を試験片に設ける等の方法がとられてきた。一方，塩素イオン濃度の低い環境下における実機の SCC 発生時には孔食やすきま腐食をとめない，また，損傷部において塩化物が濃縮されることが知られている⁷⁾。したがって，実験室的に実機の SCC を再現するには⑤の方法が適していると考えられる。

本研究では，人工的すきまを付与した試験片を用いて低濃度塩化物溶液中における SCC 試験を行い，人

工的すきまの付与が SCC 発生に与える効果およびすきま腐食と SCC 発生との関係について検討した。試験には実施が比較的簡単な4点支持定ひずみ治具を用い，試験片を二枚重ねた人工すきま付の試験法（以下，4点支持ダブルベンドビーム試験）を採用した。種々の浸漬条件下で試験を行い，SCC の誘起可能な浸漬条件すなわち塩化物濃度および温度の下限を求めた。また，それらの条件下で発生したすきま腐食と SCC の発生起点との距離を求めて両者の関係について検討を試みた。

2 実験方法

2・1 供試材料

市販の SUS 304 鋼板より $75 \times 10 \times 2$ mm の短冊形試験片を切り出し，熱処理を施した後，湿式研磨を行った。研磨はバフ仕上げまで行い，熱処理は (a) 1050℃，1時間，W.Q. の溶体化処理，(b) 1050℃，1時間，W.Q. の溶体化処理+650℃，5時間，A.C. の鋭敏化処理の2方法を行った。試験に供した SUS 304

Table I. Chemical composition of material (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
00.8	0.60	0.87	0.045	0.004	8.46	18.48	0.11

[†] 原稿受理 昭和60年7月1日 Received July 1, 1985

* 正 会 員 近畿大学理工学部 東大阪市小若江, Faculty of Science and Technology, Kinki University, Kowakae, Higashi-osaka

鋼の組成を Table I に示す.

2・2 浸漬試験

Fig. 1 に示した 4 点支持治具を使用して, 短冊形試験片一枚 (以下, シングルベンドビーム試験), または二枚を重ねたもの (以下, ダブルベンドビーム試験) に, 試験片中央部と外側支点間に 4 mm 変位の定ひずみを与え, 塩化マグネシウム溶液中 300 時間の浸漬試験を行った.

Fig. 1. Schematic illustration of double bend-beam test for SCC.

ダブルベンドビーム試験では二枚の試験片間にすきまが形成され, このすきま内で金属溶解とともに塩化物が濃縮し, すきま内の腐食条件が苛酷になると思われる. SCC 発生に対するすきま効果の試験においては, 鋭敏化処理材について, ダブルベンドビーム試験片およびシングルベンドビーム試験を行い, SCC 感受性を比較した. ダブルベンドビーム試験による浸漬条件の影響の試験では, 溶体化処理材および鋭敏化処理材について試験し, 両者の SCC 感受性を比較した.

試験した塩化マグネシウム溶液の濃度範囲は 0.5~42%, 温度範囲は 60~143℃とした. また, 沸騰溶液

以外の条件では溶液に 50~150 ml/min の酸素, または 150 ml/min の窒素を通気した.

2・3 割れ発生点とすきま腐食間距離の測定

マクロ的な破面観察と走査電子顕微鏡 (以下, SEM) 写真をもとに割れ発生点を推定した. また, Fig. 2 に示したごとく割れ発生点とすきま腐食領域の境界との最短距離 r を測定した.

Fig. 2. The measurement of distance, r between the initiation point of the crack and the edge of macroscopic corrosion in the crevice.

3 結果および考察

3・1 すきまの効果

鋭敏化処理材を用いた沸騰塩化マグネシウム溶液の濃度 42%, 温度 143℃という試験条件から漸次条件を緩和させた一連の試験結果を Table II に示す. 42% の沸騰溶液中ではシングルベンドビーム試験片およびダブルベンドビーム試験の上, 下の試験片両方に割れが発生し, 25%沸騰溶液中では 300 時間の浸漬によってもシングルベンドビーム試験片およびダブルベンドビーム試験の上, 下試験片に割れは発生しなかった. したがって, 本試験の沸騰条件下ではすきまの割れ発

Table II. The results of double bent-beam test (four point bending) of sensitized SUS 304 in $MgCl_2$ solutions. (Immersion period 300 hr, O_2 flow rate 150 ml/min at the temperature below B.P)

Temperature (°C)	Concentration, wt%									
	0.5	1	2.5	5	10	15	25	35	42	
143									S	×
									DU	×
									DL	×
111.5							S	○	×	
							DU	○	×	
							DL	○	×	
100							S	×		
							DU	×		
							DL	×		
80	S	○	○	○	○	○	○			
	DU	○	○	○	○	○	×			
	DL	○	×	×	×	×	×			

S : Single bent-beam test

DU : Upper specimen in double bent-beam test

DL : Under specimen in double bent-beam test

: Boiling condition

○ : No crack
× : Crack

生への促進効果が現れないことがわかった。これには次の二つの理由が考えられる。一つは、沸騰条件下では溶存酸素がほとんど無いため、すきま内の塩化物濃縮に必要なすきま外表面におけるカソード反応が活発とならないことである。もう一つは、具体的な報告例は見あたらないが、沸騰によってすきま内溶液がかく拌される結果、沖合溶液との混合によりすきま内で金属溶解が進行しても塩化物の濃縮のおこりにくいことが考えられる。

そこで、溶液温度を沸点より低く設定し酸素通気下で試験を行った。35%, 111.5℃ 溶液および 25%, 100℃ 溶液中では、沸点以下の低い温度設定にもかかわらず 150 ml/min の酸素通気によって両試験に割れ²⁾が発生した。酸素通気による割れの促進効果は小若らによっても確認されており、溶存酸素の増加によって自然電位が貴となるためと考えられている。

酸素流量 150 ml/min, 温度 80℃ に固定し、溶液濃度を 0.5~15% の範囲内で試験を行った。その結果、15% 溶液中においてシングルベンドビーム試験片に割れは発生せず、ダブルベンドビーム試験においては、上、下の試験片両方ともに割れを発生した。ダブルベンドビーム試験の上側試験片の引張側は、シングルベンドビーム試験片の場合と力学的および環境条件に近いにもかかわらず、割れが発生した。この原因は明確ではなく、15%, 80℃ という条件がシングルベンドビーム試験片の割れ発生下限条件であるとは言い難い。なお、さらに溶液濃度を低下させ、1~10% 濃度にしたところ、上側試験片に割れが生ぜず下側試験片だけに割れが発生し、すきまの割れ促進効果が明らかになった。

つぎに濃度を低下させ、0.5% 溶液中、300 時間の浸漬試験を行ったところダブルベンドビーム試験の下側試験片にも割れを生じなくなった。したがって、割れ発生に対する下限塩素イオン濃度として 7 500 ppm が得られた。これは実機が遭遇する塩素イオン濃度数 ppm~数千 ppm に比べて比較的高い濃度であるが、浸漬時間 300 時間の実験室試験としては低い値が実現できたといえる。

Fig. 3 に 80℃, 15%, 10% の溶液中で発生した割れ

の SEM による破面観察写真を示す。15% 溶液中では割れが 0.7 mm 進展したところで粒内破壊から粒界破壊へ移行がみられ (Fig. 3(a)), 10% 以下では破面全体が粒界破壊であった。したがって、10~15% 濃度が本研究で用いた定ひずみ試験の応力条件下および浸漬温度 80℃ における割れ形態の遷移領域と思われる。

はじめに行った 42% 沸騰塩化マグネシウム溶液への浸漬試験は非常に厳しい条件の試験であり、鋭敏化処理材にもかかわらず粒内割れを発生させた。そこで、実機の条件に近づけるため、塩化マグネシウム濃度や浸漬温度を下げて試験条件を緩和し、鋭敏化処理材にシングルビーム試験を行ったところ割れは発生しなかった。したがって、ダブルベンドビーム試験は、材料の鋭敏化を反映した SCC 発生の促進に有効であることが明らかとなった。

3・2 溶液条件の割れ発生への影響

溶体化処理材および鋭敏化処理材のダブルベンドビーム試験結果への温度の影響を Table III に示す。この結果より、酸素流量 150 ml/min の条件下における割れ発生の下限温度として、溶体化処理材および鋭敏化処理材ともに 70℃ が得られた。溶液温度が低下しても溶存酸素は増加するため 80℃ から 70℃ へ低下させても割れが生じ、60℃ では溶存酸素の増加の効果より

Table III. The results of double bent-beam test (four point bending) of SUS 304 in $MgCl_2$ solutions under various thermal conditions (O_2 flow rate 150 ml/min).

Temperature ℃	Heat treatment	Concentration, wt %		
		1	5	10
80	Solution treatment	×	×	×
	Sensitization	×	×	×
70	Solution treatment	×	×	×
	Sensitization	×	×	×
60	Solution treatment	○	○	○
	Sensitization	○	○	○

○ : No crack
× : Crack

Fig. 3. Fracture surface of the sensitized SUS 304 in 80℃ $MgCl_2$ solution (O_2 flow rate 150 ml/min).

Fig. 4. Fracture surface of the solution treated SUS 304 in 80°C MgCl_2 solution (O_2 flow rate 150 ml/min).

温度低下による反応速度の低下効果のほうが著しいため、割れが発生しなくなったと考えられる。

一方、実機における割れ発生の特徴値として50℃が報告されている⁹⁾。本試験結果により得られた値はこの特徴値よりわずかに高い。しかし、300時間という本実験における浸漬時間は低濃度塩化物溶液中の試験として比較的短いと考えられるから、これを考慮すれば、実機に近い温度条件下で SCC を誘起できたといえよう。

溶体化処理材に発生した割れの SEM による破面観察写真を Fig. 4 に示す。溶体化処理材では1～10%の塩化マグネシウム溶液中で発生する割れは粒内割れであり、鋭敏化材と異なって低濃度であっても粒界割れは生じない。しかし、42%沸騰塩化マグネシウム溶液中で発生する割れ破面によくみられるファンシェーブパターン¹⁰⁾は明確ではなく、金属溶解がかなり進行したと思われる破面を示した。これは酸素通気によって試験片表面におけるカソード反応の進行が42%沸騰塩化マグネシウム溶液中に比べて活発であり、すきま内および割れ内部の金属溶解が激しいためと考えられる。一方、鋭敏化処理材に発生した割れは Fig. 3 に示したと同様の粒界割れ破面を示す。

酸素流量を変えた場合の試験結果および N_2 を 150 ml/min で通気した結果を Table IV に示す。この試験においても溶体化処理材および鋭敏化処理材を同時に試験した。50～150 ml/min の酸素流量条件の範囲ではいずれの溶液濃度においても液体化処理材および鋭敏化処理材の両方に割れが発生し、割れが発生する酸素流量下限を求めることはできなかった。これは、80℃における飽和溶存酸素量がわずかであるために50～150 ml/min の流量条件ですぐに飽和濃度に達してしまい、溶存酸素量に変化を与えることができなかったためと考えられる。一方、 N_2 通気の場合、溶体化処理材および鋭敏化処理材の両方に割れは発生しなかった。

酸素通気下の試験においては、二枚重ねた試験片間にすきま腐食が発生し、割れも発生したが、 N_2 通気下ではすきま腐食は全く発生せず、割れも発生しなかつ

Table IV. The results of double bent-beam test (four point bending) of SUS 304 in MgCl_2 solutions under various O_2 flow rate (immersion temperature 80°C).

Flow rate ml/min	Heat treatment	Concentration, wt%		
		1	5	10
150	Solution treatment	×	×	×
	Sensitization	×	×	×
100	Solution treatment	×	×	×
	Sensitization	×	×	×
50	Solution treatment	×	×	×
	Sensitization	×	×	×
N_2 150 ml/min	Solution treatment	○	○	○
	Sensitization	○	○	○

○ : No crack
× : Crack

った。まず、すきま効果が現れなかった前節の沸騰条件下でのダブルベンドビーム試験では42%、25%の濃度条件のいずれの場合も、すきま腐食は発生しなかった。これらのことより、ダブルベンドビーム試験での割れ発生へのすきまの促進効果に対して試験片のすきまのほかに溶存酸素が重要な役割を果たしているといえる。すきま内の塩化物の濃縮および pH の低下はすきま腐食の進行にともなって実現される。一方、すきま腐食はすきま外表面とすきま内との間で形成された活性態-不動態電池によって進行するとされており、沖合の溶存酸素によって促進される¹¹⁾。したがって、溶存酸素が存在せずすきま腐食の進行が阻害された場合、すきま内への塩化物の濃縮および pH の低下は起らず、割れ発生へのすきまの促進効果が現れなかったと考えられる。

ダブルベンドビーム試験に発生したすきま内の巨視的腐食面積への酸素流量および浸漬温度の影響を Fig. 5, 6 に示す。これらより、鋭敏化処理材に比べ溶体化処理材にすきま内の巨視的腐食の激しいことがわかる。Fig. 7 に両処理材に発生したすきま腐食を示す。

Fig. 5. The effect of O₂ flow rate on macroscopic corrosion area in the crevice in MgCl₂ solution (80°C).

Fig. 6. The effect of immersion temperature on macroscopic corrosion area in the crevice in MgCl₂ solution (O₂ flow rate 150 ml/min).

Fig. 7. Appearance of the under specimen after double bend-beam test (80°C, O₂ flow rate 150 ml/min, 300 hr).

Fig. 8. Appearance of the specimen surface (under specimen) after double bend-beam test (80°C, O₂ flow rate 150 ml/min, 300 hr).

また、Fig. 8 にすきま腐食面の SEM 写真を示す。鋭敏化処理材ではすきま内の巨視的腐食は狭いが、SEM 観察によると、粒界内部への侵食が激しいことが認められた。一方、溶体化処理材においてはすきま内全体に巨視的腐食がひろがっているが、SEM 観察によると粒界内部への侵食は見られなかった。

酸素流量のすきま内の巨視的腐食面積への影響は、Fig. 5 に示したように、鋭敏化処理材においてはあまり顕著ではなく、溶体化処理材では流量の減少によって腐食量がわずかに減少する傾向が見られた（ただし、1%濃度溶液では流量低下と共に増大している）。また、Fig. 6 に示したように、ばらつきはあるが全体としてみれば、すきま内の巨視的腐食面積は温度低下によって増加する傾向を示した。これらの浸漬条件では、温度低下によって反応速度定数が減少することよりも、溶存酸素量の増加の方が腐食面積の変化に効果的であることがうかがわれる。一方、すきま腐食への塩化マグネシウム溶液濃度の影響は本実験では明確にはなかった。

42%沸騰溶液中ではすきま腐食が発生しなくても割れは発生したが、25%沸騰溶液中および N₂ 通気下（濃度 10% 以下）ではすきま腐食が発生せず割れも発生しなかった。したがって、低濃度塩化マグネシウム溶液中での割れ発生に対して、すきま腐食が必要であると推定される。しかし、すきま内の巨視的腐食面積の大小と割れ感受性が比例関係にあるわけではない。すなわち、すきま内の巨視的腐食面積の小さかった鋭敏化処理材に発生した割れの長さは腐食面積の大きかった溶体化処理材に発生した割れより長く、前者は試験片の幅方向を横断しており、後者では完全に横断したものはまれであった。また、浸漬温度を 70°C から 60°C に下げたとき、鋭敏化処理材およびほとんどの溶体化処理材のすきま内の腐食面積が増加しているのに対し割れは発生しなくなっている。

辻川¹²⁾らはすきま再不働電位より貴な電位に保持しないとすきま内に割れは生じないとしている。また、増尾¹³⁾らはすきま付試験片とすきま無し試験片間のカップル電流の観測から、腐食によるカップル電流が存在

しない場合には SCC の発生が見られなかったことを報告した。これらのことから、すきま内の割れ発生に先立ってすきま腐食の発生が必要条件であることは明らかであろう。しかし、本実験の結果にみられるごとく、すきま腐食の進行が激しいからといって必ずしも割れ感受性が高まるとはいえないようである。

3・3 割れ発生起点とすきま腐食

Fig. 9 は、溶体化処理材のすきま腐食領域に割れが発生した典型的な例の写真である。すきま腐食領域とはいえ、割れ発生部にはすきま腐食に侵されていない健全な面が残されている。この例のようにほとんどの割れはすきま腐食領域と健全領域にまたがって成長している。なお、SEM によってすきま腐食領域内を観察しても、すきま腐食領域に限定された割れを見つけることはできなかった。2・3 節で述べた方法によって割れ発生起点とすきま腐食領域の境界までの最短距離 r を測定し、Fig. 10 にヒストグラムとして表す。溶体化処理材および鋭敏化処理材の全体の傾向として、割れ発生起点はすきま腐食領域と健全領域の境界にほとんどが集中している。とくに、鋭敏化処理材では、ほとんどの発生起点が境界領域および健全領域にあり、

すきま腐食領域内には割れ発生起点は見出されなかった。溶体化処理材にくらべすきま内の巨視的腐食面積が小さい鋭敏化処理材において、すきま腐食領域の近傍からほとんどの割れが発生していることについては次のように考えられる。

SCC は、活性態-不働態の遷移領域の電位で発生しており、¹⁴⁾ 割れが発生するためには不働態皮膜が不安定となることが必要条件である。つまり、すきま腐食が十分進行した試験片面は活性態となると考えられることから、割れは起りにくくなり、また、全く安定した不働態である試験片面にも割れは発生しにくい。しかし、本試験で用いたダブルペンドビーム試験のように、すきま内にすきま腐食領域（活性態）と健全領域（不働態）が混在した場合、すきま腐食領域と健全領域の境界においては、すきま腐食によって塩化物の濃縮された高濃度溶液と健全面上の幾分濃縮度の低い溶液との濃度差、pH の差、その結果として生ずる電位等が皮膜の性質に著しい影響をおよぼし、その皮膜は非常に不安定と考えられる。このため、割れ発生の起点がすきま腐食領域と健全領域の境界に集中したと思われる。

4 結 言

4 点支持ダブルペンドビーム試験を酸素通気した塩化マグネシウム溶液で行った結果をまとめると次のとおりである。

(1) 4 点支持ダブルペンドビーム試験によって、溶液濃度 1%，温度 70℃，300 時間の浸漬という条件でも溶体化処理材および鋭敏化処理材に割れを発生させることができた。

(2) 溶体化処理材に発生した割れは粒内割れであるが、鋭敏化処理材では塩化マグネシウム濃度 10% 以下になると粒界割れを発生した。

(3) 試験片すきま内にはすきま腐食が発生し、巨視的腐食の面積は鋭敏化処理材にくらべ溶体化処理材の方が大きい。

(4) 割れの発生起点は皮膜が不安定であると思われるすきま腐食面と健全面の境界に集中していた。

(5) すきま腐食によってすきま内の塩化物の濃縮と皮膜の不安定化がおこり、割れ発生が促進されることが考えられる。

最後に、本研究の遂行にあたり数々のご助言を賜りました大阪大学工学部溶接工学科教授向井喜彦博士、助手村田雅人博士に感謝の意を表します。また、実験の遂行に際して、ご協力いただいた石原政和君に感謝致します。

Fig. 9. Appearance of SCC and corrosion in the crevice (1% MgCl₂, 70°C, O₂ flow rate 150 ml/min, 300 hr, solution treatment).

Fig. 10. Histogram of the distance, r between the initial point of the crack and the nearest edge of the macroscopic corrosion in the crevice.

参 考 文 献

- 1) 日本鉄鋼協会応力腐食割れ部会, “鉄鋼の応力腐食割れ”, p. 15 (1977) 日本鉄鋼協会.
- 2) 小若正倫, 工藤赳夫, 鉄と鋼, **62**, 390 (1976).
- 3) 向井喜彦, バルカーレビュー, **15**, 5, 8 (1971).
- 4) 木島 茂, “防食工学”, p. 157 (1982) 日刊工業新聞社.
- 5) 小若正倫, 第15回腐食防食に関する講習会, p. 51 (1980).
- 6) 村田雅人, 向井喜彦, 第4回フラクトグラフィシンポジウム前刷集, p. 96 (1984).
- 7) 大久保勝夫, 徳永一弘, 防食技術, **28**, 162 (1978).
- 8) W.H. Ailor, “Handbook on Corrosion Testing and Evaluation”, p. 244 (1971) John Wiley, New York.
- 9) 腐食防食部門委員会, “設計・保全技術者のための応力腐食割れ事例の収集と解析”, p. 28 (1977) 三洋出版.
- 10) 渡辺正紀, 向久喜彦, 村田雅人, 辻井 元, 材料, **27**, 87 (1978).
- 11) W. D. France, Jr., “Localized Corrosion-Cause of Metal Failure”, p. 164 (1972) ASTM-STP 516.
- 12) 日本鉄鋼協会応力腐食割れ部会, “鉄鋼の応力腐食割れ”, p. 279 (1977) 日本鉄鋼協会.
- 13) 増尾 誠, 小野 寛, 大橋延夫, 防食技術, **28**, 577 (1979).
- 14) R.W. Staehle, “Proc. Intern. Conf. SCC and HE of Iron Base Alloys”, p. 180 (1977) NACE-5.

書 評

“Crystal Growth of Electronic Materials”

E. Kaldis (編)

(1985年, North-Holland 発刊, 200×265 mm, 396ページ, Dfl. 235.00)

本書は, 1983年9月にスイスで開催された結晶成長と材料研究に関する第5回国際夏期学校における講義を集成したもので, 全29編の論文で構成されている. 電子工学やオプトエレクトロニクスの分野で応用されている材料, および, 興味ある性質をもつもので将来利用されるであろう材料が取りあげられている. ここでは, (1)理論および実験の基礎の紹介, (2)実験, 理論面での新しい発展, (3)よく知られた電子材料とその評価法の最近の発展, (4)その他の興味ある材料, の観点で話題が選ばれている. 具体的には次の七つの章に分けられている. なお()内の数字は論文の数である.

1. 結晶成長の基礎(8): 融液成長の基礎, 安定性, フラックス成長, 液相エピタキシャル成長機構, デンドライト結晶成長, フロー(流れ)の挙動の原理, 気相・溶液・融液成長の基礎パラメータ, 核形成.
2. 極限構造をもつ結晶の融液成長(3): 大形結晶, 垂直固合法による大口径単結晶, ファイバ結晶.
3. 高温および低温溶液からの成長(3): 酸化物固溶体, リン酸アルミニウムの水熱合成, フラックス成長技術.
4. シリコン(3): 太陽電池用シリコン, シリコン内への酸素の取り込み, 非晶質絶縁物上へのシリコン単結晶.
5. III-V化合物(2): 気相エピタキシャル成長, 融液成長.
6. その他の材料(6): 赤外センサ用材料, 金属水素化物, 結晶化学, 二重水素化物, 稀土類化合物, 放電プラズマによる材料製作.
7. 結晶評価(4): 電顕, 走査形電顕, 光学手法, III-V化合物の評価.

内容的に興味あるものとしては, デンドライト結晶の基礎理論の発展と透明有機化合物を用いた成長の目視化, 化学堆積(CVD)法における反応ガスの流れの状況把握のためのホログラムの利用, などの新しい手法がある. 最近の材料科学の発展の傾向であるが, 応用面が重視される電子材料の結晶成長の裏に横たわる機構の理解と新しい実験技術の発展の双方に重点が置かれている.

いずれも短い時間の講義ノートであるので結晶成長の教科書としては不足である. 現在重要である電子材料の結晶成長の実際の把握, 直面している結晶成長の問題点の理論的概要の把握などが本書で期待でき, 詳細は参考文献に頼ればよい.

(京都大学工学部 松波 弘之)