SUS 304 の低温衝撃疲労き裂伝ば挙動と ひずみ誘起マルテンサイト変態の関係

村 上 理 一* 楠 川 量 啓** 秋 園 幸 一*

The Effects of Strain-Induced Martensitic Transformation and Temperature on Impact Fatigue Crack Propagation Behavior of SUS 304 at Low Temperature

by

Ri-ichi MURAKAMI*, Kazuhiro KUSUKAWA** and Koichi AKIZONO*

The fatigue crack propagation behavior in fatigue impact at room temperature and 103 K was investigated by means of fracture mechanics, X-ray diffraction analysis and fractography for an austenitic stainless steel, SUS 304. The crack growth rate in fatigue impact decreased with decreasing temperature. The crack growth rate at room temperature was scarcely influenced by the microstructure, while at low temperature it was markedly influenced by the microstructure. The effects of microstructure and temperature on the crack growth rate were closely related to the strain-induced martensitic transformation. The martensitic transformation was influenced by the microstructure, the temperature, the fracture morphology and the stress intensity level and resulted in a decrease in crack growth rate with increasing crack opening level.

Key words : Impact fatigue, Strain-induced martensitic transformation, Low temperature impact, Stainless steel, Fractography

1 緒 言

近年、核融合炉用超電導マグネットや磁気浮上高速車両など超電導現象を利用した機器の開発に関連して低温下での材料特性が注目されている。このような環境においてオーステナイト系ステンレス鋼は有望な材料であり、低温下での材料特性を知ることが不可欠である。例えば最近、この材料の液体 He の極低温下における疲労強度評価がなされた^{1,2)}。上述した環境における構造部材にはかなりの頻度で衝撃荷重が加わる場合もあり、低温下での衝撃疲労破壊も重要となる。

ところで、繰返し衝撃荷重下における疲労き裂伝ば挙動は通常の疲労のそれとは異なり、衝撃荷重によってき裂伝ば速度 da/dN が加速されることが一般的である^{3)~7)}。しかし著者らはこれまでに各種のステンレス鋼の衝撃荷重下における疲労き裂伝ば挙動を調べ、オーステナイト系ステンレス鋼は衝撃荷重による da/dN の加速も少なく、衝撃荷重下でも有利なき裂伝ば特性を示すことを明らかにした^{8,9)}。このようなオーステナイト系ステンレス鋼の優れた疲労き裂伝ば特性は通常の疲労でも確認されており、低い積層欠陥エネルギーに関係している¹⁰⁾。また、この材料は室温において準安定なオーステナイト組織であるので、ひずみが加わると容易に α' マルテンサイトに変態する¹¹⁾。Pineau と

Pelloux は α' マルテンサイト変態による繰返し硬化係数の増加が疲労き裂伝ば抵抗の上昇に寄与したと考えた。また、 α' マルテンサイト変態が生じると体積膨張が起こり、き裂開口レベルの上昇をもたらすことによって疲労き裂伝ば抵抗が向上すると言う報告もある^{12)~14)}。一方、衝撃荷重下においても同様な理由によって衝撃疲労き裂伝ば抵抗が増大することが示された^{8,9)}。この α' マルテンサイト変態はき裂先端の有効応力拡大係数に依存して生じることが X 線回折法を用いて明らかにされている¹⁴⁾。

ひずみ誘起 α' マルテンサイト変態は温度と密接に関係しており、温度の低下がその変態量を増加させ、このためにき裂伝ば抵抗が温度の低下に伴って増大した。しかし、低温下での衝撃荷重によるひずみ誘起 α' マルテンサイト変態の詳細は不明で、衝撃疲労き裂伝ば挙動に与える影響もほとんど分かっていないのが現状である。そこで、本研究では低温下でのオーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 の衝撃疲労き裂伝ば特性を温度とひずみ誘起 α' マルテンサイト変態との関連において解明するために X 線回折法を用いてその変態量を定量化した。加えて破面解析による微視的観点からの考察も行った。

2 材料および実験方法

原稿受理 昭和62年7月11日 Received July 11, 1987

* 正 会 員 徳島大学工学部 徳島市南常三島町, Department of Precision Mechanics, University of Tokushima, Minamijosanjima-cho, Tokushima

** 正 会 員 弓削商船高等専門学校 愛媛県越智郡弓削町, Yuge Mercantile Marine College, Yuge-cho, Ochi-gun, Ehime

Fig. 1. Microstructures of three specimens ; (a) A specimen, (b) B specimen, (c) C specimen.

Table I. Mechanical properties.

	A	B	C
Tensile strength σ_b	636.0	628.2	608.6
MPa (kgf/mm ²)	(64.6)	(64.1)	(62.1)
Yield strength $\sigma_{0.2}$	253.8	248.9	249.9
MPa (kgf/mm ²)	(25.9)	(25.4)	(25.5)
Elongation ϕ	70	51	46
(%)			
Reduction of area ψ	60	38	45
(%)			

Table II. Conditions of X ray diffraction analysis.

Characteristic X-ray	CrK α ($\lambda=2.29\text{\AA}$)
Diffraction plane	(220) γ , (211) α
Tube voltage	30 KVP
Tube current	8 mA
Diffraction angle 2θ	129° (γ), 155° (α)
Chart speed	20 mm/min
Range	100×1
Time const.	5 sec.

実験に供した材料は C : 0.05, Si : 0.71, Mn : 0.96, Ni : 8.54, Cr : 18.14, P : 0.012, S : 0.012 の化学成分 (重量 %) を有するオーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 である。疲労試験片は 210×50×5 mm の平板に機械加工し、板中央に長さ 7 mm の切欠きを有する中央切欠き試験片である。熱処理はまず 1353 K で 1 時間保持したのち水冷し、その後鋭敏化温度を 893 K および 1283 K に変えてそれぞれの温度で 5 時間保持したのち空冷したもの (以後、前者を A 材、後者を B 材と呼ぶ) と 1353 K で 1 時間保持したのち、水冷して溶体化処理したもの (以後 C 材と呼ぶ) の三種類とした。熱処理後の組織写真および機械的性質をそれぞれ Fig. 1 および Table I に示した。

衝撃疲労試験は切欠きの両先端に 1 mm の疲労予き裂を導入したのち、回転円盤式衝撃疲労試験機を用いて行った。試験の詳細は別報で述べたとおりである。試験温度は室温および 103 K とし、後者の場合試験部に取付けた冷却器に液体窒素を流し込むことによって冷却した。疲労き裂の測定は、き裂が約 0.5 mm 成長する度に衝撃疲労試験機を停止させ、読取り精度 0.01 mm の読取り顕微鏡を用いて行った。衝撃疲労き裂伝ば速度はき裂が約 0.5 mm 成長するのに要する衝撃繰返し数を記録することによって行った。著者らは別報において衝撃荷重下の応力拡大係数が静的なものと等しいことを示したが、ここでも同様に応力拡大係数は衝撃波形の最大値からセカント公式を用いて計算

した。このときの応力比は $R=0$ であった。また SEM による破面解析も併せて行った。

衝撃疲労破面上のひずみ誘起 α' マルテンサイトの定量化は CrK α 線を用い、Table II に示した X 線測定条件のもとで行った。まず疲労破面上において長さ 1 mm、幅 5 mm の面積に X 線が照射できるようにセットし、疲労予き裂先端から 3 mm ピッチで異なる 6 点のき裂長さにおいてオーステナイト相に対して回折角 $2\theta=126^\circ\sim 132^\circ$ および α' マルテンサイト相に対して回折角 $2\theta=148^\circ\sim 162^\circ$ にわたる回折プロファイルを測定し、それぞれの積分強度から次式を用いて体積割合に換算した。¹⁵⁾

$$I_\gamma/I_\alpha = R_\gamma \cdot C_\gamma / R_\alpha \cdot C_\alpha \quad (1)$$

$$C_\gamma + C_\alpha = 1 \quad (2)$$

ここで、 I_γ および I_α はそれぞれオーステナイト相および α' マルテンサイト相の積分強度、 C_γ および C_α はそれぞれ各相の体積割合である。 R_γ および R_α はそれぞれ各相に依存した定数で、ここでは $R_\gamma=64.37$ および $R_\alpha=92.04$ を用いた。¹⁵⁾

3 実験結果および考察

3・1 衝撃疲労き裂伝ば挙動

Fig. 2 は室温および 103 K における各材料の衝撃疲労き裂伝ば速度 da/dN と K_{max} の関係を示したものである。まず室温では低 K_{max} レベルにおいて da/dN には微視組織の影響があまり見られないが、 K_{max} が大きくなると C 材の da/dN は A および B のそれよりも低くなった。また A および B 材の da/dN は K_{max} にかかわらずほとんど一致した。以上の

Fig. 2. The relation between da/dN of fatigue impact and K_{max} at room temperature and 103K.

ことは鋭敏化処理がわずかにき裂伝ば抵抗を低下させるが、鋭敏化温度での保持時間の差異があまりき裂伝ば抵抗の低下に寄与しないことを示している。

一方 103 K になると、 da/dN に微視組織の影響が顕著に現れた。すなわち高 K_{max} レベルを除き、疲労き裂伝ば抵抗は A, B および C 材の順に大きくなり、C 材のき裂伝ば抵抗が最も大きかった。高 K_{max} レベルになると C 材の da/dN が急激に上昇し、A および B 材のそれよりも大きくなった。この点が室温の場合と異なった。このように C 材が最も大きなき裂伝ば抵抗を示すことはオーステナイト相が溶体化処理によって C, N および炭化物を多量に固溶した組織になっているため、ひずみ誘起 α' マルテンサイト変態と密接に関係している。

A 材は鋭敏化温度で 5 時間保持したために粒界に多量の Cr 炭化物が析出するはずであり、このような鋭敏化処理によって Cr 炭化物が析出した組織は低温衝撃値をかなり低下させることが報告されている¹¹⁾。このことが衝撃疲労き裂伝ば抵抗の低下に大きく寄与したのと考えられる。一方 B 材では溶体化処理後高温で再加熱しており、Fig. 1(b) に示したように粒界には板状の炭化物が形成される¹¹⁾が、空冷の際に鋭敏化温度域を比較的速く通過したために A 材ほど低温衝撃値は低下せず、そのために A 材よりも低温衝撃疲労き裂伝ば抵抗が大きかったのと考えられる。また、析出した Cr 炭化物がき裂先端を鈍化させて da/dN を低下させる報告もある¹⁶⁾。これは A 材よりも B 材の da/dN が低いことを示唆するもので、Fig. 2 の結果とも一致した。

つぎに各材料における da/dN におよぼす温度の影響を比較すると、温度の低下が SUS 304 における疲労き裂伝ば抵抗を著しく向上させることが分る。その程度は微視組織によって異なり、溶体化処理した C 材が最も大きいき裂伝ば抵抗の増大を示した。これは上述したように室温に比べて低温の方が微視組織の影響を強く受けやすいことによる。

著者らは以前に低温ぜい性遷移挙動を示す SCM 435 の 125 K での衝撃疲労き裂伝ば挙動を調べ、低温になると破壊様相の変化を伴って da/dN が室温のそれより著しく加速されることを示した¹⁷⁾。しかし SUS 304 は bcc 金属のような顕著な低温ぜい性を示さず、103 K になると室温に比べて引張強さおよび降伏応力が約 2 倍ほど大きくなるうえ伸びや絞りほとんど低下しない^{11), 12)}。そのうえ温度が低下すると、静的および繰返し加工硬化係数が増加することも報告されている^{12), 13)}。

さらに次節で述べるように α' マルテンサイト変態にも差異が生じる。このような低温での機械的特性を反映して低温衝撃疲労き裂伝ば抵抗が増加したものと考えられる。

3・2 X 線回折法によるひずみ誘起マルテンサイトの定量化

X 線回折プロファイルの一例が Fig. 3 である。これからプランメータを用いて面積を測定して式(1)および(2)から衝撃疲労破面上の α' マルテンサイトの体積割合 $C_{\alpha'}$ を計算した。Fig. 4 は A, B および C 材の $C_{\alpha'}$ 値を K_{max} に対して示したものである。C 材を除けば、いずれの $C_{\alpha'}$ 値も温度にかかわらず K_{max} の増加とともに増大して最大値を示したのち減少して静的破面の値（たとえば B 材では約 70 %）に近づいた。

オーステナイト系ステンレス鋼でのひずみ誘起 α' マルテンサイトは変態過程において hcp 構造の ϵ マルテンサイトを経たのちに生じるものと考えられている¹⁸⁾。しかも疲労破壊におけるそれは破壊様相と密接に関係している¹⁹⁾。すなわちストライエーションのときに

Fig. 3. An example of profile of X ray diffraction from fatigue impact fracture surface of C specimen at 103K.

Fig. 4. The relation between C_α value and K_{max} ;
(a) A specimen, (b) B specimen, (c) C specimen.

は α' マルテンサイトであり、ディンプルなどの静的様相であれば ϵ マルテンサイトであることが示されている。さらに α' マルテンサイト変態は有効応力拡大係数に強く依存して起こり、その変態量は有効応力拡大係数とともに増大した¹⁴⁾。したがって SUS 304 の α' マルテンサイト変態も疲労き裂先端近傍に存在する強変形領域と密接に関係し、応力拡大係数に依存するであろう。このように考えると、Fig. 4 (a) および (b) のように C_α 値が K_{max} とともに増大することが容易に理解できる。さらに K_{max} レベルでは、後述するように破壊様相がストライエーションに加えてディンプルが介在するようになるので、オーステナイト組織は ϵ マルテンサイトに変態すると考えられる。このことは静的破面の C_α 値が疲労破面のそれよりも小

いことから明らかである。また Schuster と Altstetter¹³⁾ はひずみ誘起相変態が高ひずみ振幅ではあまり重要でないことを示した。ここでの C_α 値がある K_{max} レベルを越えると、 K_{max} の増加とともに減少することは彼らの結果を支持するもので、Zhu らの結果とも矛盾しない。

ところで準安定オーステナイトが自発的にマルテンサイトに変態し始める温度 M_s 点およびひずみにより相変態する上限の温度 M_d 点は材料の化学成分に依存する^{18), 20)}。ここでの SUS 304 についてこれらの値を計算すると、 $M_s=165$ K および $M_d=319$ K であった。したがって室温は M_s 点と M_d 点の間にあり、103 K は M_s 点以下である。しかし M_s 点以下に冷却するだけでマルテンサイトに変態するか否かは微視組織によって決まる。西山らによると、1273 K から急冷した SUS 304 は M_s 点以下に冷却しただけで相変態を起こすが、同じ温度から炉冷した組織はただ冷却しただけで相変態を起こさない。この結果は溶体化処理組織がより不安定な組織であることを示唆している。C 材は西山らの急冷組織とほぼ同じであるので、 M_s 点以下に冷却すると M_s 点通過直後にほとんどすべてで相変態を起こし、 M_s 点以上ではひずみによって相変態が容易に生じたものと考えられる。このように考えると Fig. 4 の C 材の結果が矛盾なく説明される。以上のことより A および B 材の相変態は温度よりもひずみに対して敏感であり、C 材のそれは温度およびひずみの両者に依存したと結論される。

つぎに C_α 値を室温と 103 K で比較すると、A および B 材ではそれぞれ $K_{max}=35$ および 50 MPa· $\sqrt{m}$ 近傍で交差した。低 K_{max} レベルにおいて低温の C_α 値が室温に比べて小さいのはオーステナイト相の安定性が強く影響した。オーステナイト相の安定性は化学安定化、熱安定化および加工安定化の三つの因子に影響されるが、同一の材料および K_{max} レベルで考えれば、それは熱安定化によって決まることになる。したがって固溶した C や N の動きが困難な低温ほど残留オーステナイト相は安定となる。このために A および B 材とも 103 K の C_α 値が 293 K のそれより少ないことが理解される。C 材ではすべての K_{max} 範囲にわたって低温の方が大きいことは温度およびひずみによる相変態が重疊したことを示唆している。

このような相変態挙動から da/dN を考えれば、次のようになる。き裂先端で相変態が生じれば体積膨張が起こるので、周りの未変態領域からの拘束によってき裂開口が促進される。これが相変態誘起き裂開口と呼ばれるもので、 α' マルテンサイト変態において顕著に生じる。²¹⁾

Fig. 5 は室温での衝撃疲労き裂直下に貼付したひず

Fig. 5. P - δ curve of fatigue impact.

みゲージを用いて計測した衝撃荷重-変位線図の一例である。この場合、き裂閉口はほとんど生じていない。

衝撃応力は部材中を伝ばしてき裂面に入射する。この入射した衝撃引張応力はき裂を開口させるように作用する。著者らはこれを衝撃誘起き裂閉口と名付けた⁹⁾。この衝撃誘起き裂閉口は相変態誘起き裂閉口を相殺すると考えられるので、衝撃疲労では通常の疲労ほど α' マルテンサイト変態による著しいき裂閉口が生じないことになる。したがって、A および B 材の低温での C_a 値が室温でのそれよりの少ないことから、低温での衝撃疲労の da/dN の低下には α' マルテンサイト変態による有効応力拡大係数の減少よりも温度の低下に伴う残留オーステナイト自体の加工硬化係数の増加および降伏応力の上昇が大きく寄与したものと考えられる。一方 C 材では低温に冷却される過程でオーステナイトの一部またはすべてが α' マルテンサイトに変態している。この場合、疲労き裂はマルテンサイト組織の中を伝ばすることになり、相変態誘起き裂閉口が重要になる。

また著者らは先にオーステナイト系とマルテンサイ

ト系ステンレス鋼の衝撃疲労の da/dN を比較し、前者よりも後者の da/dN がかなり低いことを示した⁸⁾。したがって C 材の優れた低温衝撃疲労き裂伝ば特性はステンレス鋼におけるマルテンサイト組織の優れた衝撃疲労き裂伝ば抵抗に加えてひずみ誘起 α' マルテンサイト変態による有効応力拡大係数の低下によるものだと結論される。

3・3・フラクトグラフィ

室温における疲労破面は微視組織によらず K_{max} の低い領域では組織に敏感な破壊様相であった。たとえば Fig. 6 (a) に示したようなマルテンサイト変態に関連した破面様相や一部に粒界ファセットが観察された。 K_{max} が増加すると、Fig. 6 (b) のようなストライエーションが支配的となった。さらに K_{max} が大きくなると、Fig. 6 (c) のようなディンプルが介在するようになった。このような K_{max} の増加に伴う破壊様相の変化は Fig. 4 に示した C_a 値の変化とよく対応しており、前節で行った議論の妥当性を示している。

103 K の低温で疲労破面では室温と同様な相変態に関連した破面様相が観察され、一部に Fig. 7 (a) のようなタング状の様相もみられた。これは双晶変形に関連した破面様相であり、fcc 金属では生じないものである。したがってタングが見られたことは破壊が bcc 金属組織の α' マルテンサイトにおいて生じたことを示しており、Fig. 2 の da/dN の結果とよく対応している。低温では室温のようなストライエーションはほとんど見られず、Fig. 7 (b) のような無特徴な破面様相が支配的であった。 K_{max} が非常に高くなると、ディンプルが認められることは室温の場合と同じであった。

破壊様相は板厚方向にも変化していた。低温では試験片側面近くで Fig. 7 (c) のような粒界ディンプルファセットがほぼ 100 % 近く観察されたが、板中央に近づくにつれてその破面率は急激に減少した。この様子を K_{max} をパラメータにして定量的に示したものが Fig. 8 である。粒界ファセットの破面率は K_{max} レベルによらず、板厚方向には側面から約 0.4~0.7 mm

Fig. 6. Fracture morphology of fatigue impact at room temperature.

Fig. 7. Fractographs in fatigue impact at 103K.

Fig. 8. A variation of percentage of intergranular facet with thickness at 103K.

内部に入ったところで急激に減少してほとんど零になった。この結果は Bentley と Smith²²⁾ が示した相変態が生じる範囲(表面から 0.2 mm)とほぼ一致した。したがって、粒界ファセットは M_s 点以下への冷却によって変態した α' マルテンサイトと関連した破面様相である。このような粒界ファセットは室温でも見られたが、Fig. 7(c)のような粒界ディンプル状ではなく、粒界面は平坦であった。その破面率は低温に比べて非常に少なかった。

前節で述べたように相変態はき裂先端の強変形領域の影響を強く受けるので、室温では α' マルテンサイト変態がオーステナイト相の安定性を反映して比較的低 K_{max} レベルから開始し、その量も多かったものと考えられる。一方 C 材での破壊様相は A および B 材とほぼ同じであったが、低温での α' マルテンサイト変態は M_s 点直下でほとんど完了するので、 C_a 値に室温と 103 K とで逆転が生じなかったものと考えられる。

4 ま と め

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 の低温での衝撃疲労き裂伝ば挙動をひずみ誘起相変態および破壊様相と関連づけた結果、次のことがわかった。

(1) いずれの微視組織も低温での da/dN は室温でのそれよりも低かった。 da/dN におよぼす微視組織の影響は室温よりも低温が著しく、低温での衝撃値が低いと考えられる鋭敏化処理材に衝撃の効果が顕著に

現れた。

(2) マルテンサイト変態は微視組織および応力拡大係数に依存して変化した。すなわち溶体化処理材は非常に不安定な微視組織であるので、容易にひずみによって相変態を起こした。鋭敏化処理材での相変態は微視組織の安定度を反映して応力拡大係数に強く依存した。

(3) マルテンサイト変態と温度の関係は微視組織によって異なり、溶体化処理材では温度を M_s 点以下に下げただけで相変態が生じた。鋭敏化処理材での相変態は主にひずみに依存して生じた。

(4) 低温での破壊様相はひずみ誘起相変態に関連した組織敏感な様相に加えて粒界割れも見られ、板厚方向にも変化していた。マルテンサイト変態はこのような破壊様相と密接に関係していた。

本研究の一部は実吉奨学会からの研究助成によるもので、実験に際して当時学部生小島寿樹(現三田工業(株))の協力を頂いた。また X 線測定には本学英崇夫助教授に便宜を諮って頂いた。ここに記して謝意を表する。

(昭和62年5月27日 日本材料学会第36期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 鈴木謙一, 深倉寿一, 森 忠夫, 材料, **34**, 1206 (1985).
- 2) 鈴木謙一, 深倉寿一, 柏谷英夫, 第18回疲労シンポジウム前刷集, p. 201 (1986).
- 3) 村上理一, 秋園幸一, 日本材料強度学会誌, **16**, 47 (1981).
- 4) 村上理一, 秋園幸一, 材料, **31**, 690 (1982).
- 5) 中山英明, 金山幸雄, 田中道七, 日本機械学会論文集, A-49, 10 (1983).
- 6) 中山英明, 金山幸雄, 式田昌弘, 田中道七, 日本機械学会論文集, A-49, 1036 (1983).
- 7) 村上理一, 伊藤恵二, 秋園幸一, 材料, **33**, 1527 (1984).
- 8) R. Murakami, K. Kusakawa and K. Akizono, Proc. of Role of Fract. Mech. in Modern Tech., Edited by G. C.

- Sih and H. Nishitani, Fukuoka, p. 549 (1986).
- 9) R. Murakami, M. Iwasaki and K. Akizono, Proc. of Asian-Pacific Cong. on Strength Ev., Edited by Y. H. Yum, Seoul, p. 203 (1986).
 - 10) C. Bathias and R. M. Pelloux, Met. Trans., **4**, 1265 (1973).
 - 11) 長谷川正義編, “ステンレス鋼便覧” (1960) 日刊工業新聞社.
 - 12) A. G. Pineau and R. M. Pelloux, Met. Trans., **5**, 1103 (1974).
 - 13) G. Schuster and C. Altstetter, ASTM STP 811, 445 (1983).
 - 14) 村上理一, 楠川量啓, 秋園幸一, 日本機械学会論文集, A-53, 2004 (1987).
 - 15) B. D. カリティ (松村源太郎訳), “X 線回折要論”, p. 395 (1978) アグネ.
 - 16) L. A. James and R. L. Knecht, Met. Trans., **6A**, 109 (1975).
 - 17) R. Murakami and K. Akizono, Fatigue Mater. Struct., **3**, 357 (1980).
 - 18) 西山善次, “マルテンサイト変態” (1979) 丸善.
 - 19) J. H. Zhu, M. J. Tu and H. J. Zhou, Strength Metals Alloys, **2**, 887 (1983).
 - 20) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫, 鉄と鋼, **63**, 772 (1977).
 - 21) E. Hornbogen, Acta Met., **26**, 147 (1978).
 - 22) A. P. Bentley and G. C. Smith, Met. Trans., **17A**, 1593 (1986).

書 評

“Non-Destructive Testing of Fibre-Reinforced Plastics Composites Vol. 1”

J. Summerscales (編)

(1987年, Elsevier Applied Science 発行, 145×225 mm, 278ページ, £42.00)

今日, 複合材料に対する社会の要望は日増しに高度化, 多様化し, その結果要求される材料特性や信頼性はより高いレベルに移行しつつある. このような背景から各種の非破壊検査法 (NDT) のこの分野への適用は, 材料評価のみならず生産工程管理上の一手法として, さらに使用条件下での性能・品質の維持管理に対してもますます重視されている. しかしながら, 対象である材料の多面的な性格から従来主に金属材料に対して用いられてきた検査技術をそのまま複合材料に応用するには問題があり, とり分け高分子材料を母材とする場合には個別的に色々な事例に適応させて幅広く経験を積み重ねる必要があった. その間の研究成果は今日かなり蓄積されてきたが, 決して十分とは言えないのが現情である.

本書は, プラスチック系複合材料を対象とした NDT について過去約10年間に発表された総説論文, 研究報告を要約し, それぞれの項目別に分担執筆されたものである. 内容は, FRP の開発とともに進展してきたこの分野の研究の推移を緒言で要約し, つぎにラジオグラフィー, 超音波放出 (AE), 熱的 NDT 法, 光学的方法, 振動測定, コロナ放電, 化学的な分光法の各項目を7章でまとめている. 各章は, それぞれの分野の専門誌, 国際会議の論文集に掲載された40~60編の文献を引用して書かれており, 総計写真を含め96図と18表を掲げている. 執筆形式は, 各分野の基本的な計測技術の解説から始まり, エレクトロニクスを応用する最近の技術手法まで広範囲の内容を平易に紹介するスタイルであることから, 修士課程または学部高学年の学生への輪講の教科書として, また研究者に対しては, 現下の研究を進める上でいままでも手掛けていなかった研究手法を始めて利用する際により手引書となり, 各章に掲げた引用文献からよく知られた代表的な研究報告をたどることができ, より正確な最近の情報が得られるものと思われる. 特に AE, 振動測定, 分光法には多くの紙数がさかれており, また画像処理技術の応用としてサーマルグラフィーの手法を熱的 NDT に適用した事例の解説は関係者の一読をお薦めしたい.

(京都工芸繊維大学工業短期大学部 自念榮一)