微小硬度を用いた局所的ひずみ誘起マルテンサイト変態特性の測定[†]

渋谷 陽二* 谷山 彰紀**
富田 佳宏* 安達 泰治***

Measurement of Local Strain-Induced Martensitic Phase Transformation by Micro-Hardness

by

Yoji SHIBUTANI*, Akinori TANIYAMA**, Yoshihiro TOMITA*
and Taiji ADACHI***

By the duplex effect produced by two kinds of phases of austenite and martensite, the transformation-induced plasticity (TRIP) steel is improved in ductility and fracture toughness. The strain-induced martensitic phase transformation could be associated with the strain localization behavior. Accordingly, the measurement of the amount of local transformation is necessary in order to construct a more physical evolution model in the constitutive equation. In this study, a new measurement system using a micro-hardness tester is proposed to obtain a volume fraction map of the martensitic phase expanding in the neighbor of strain localization. Then the system is applied to investigate the inhomogeneous transformation behavior around the notch root of SUS 304 stainless steel bar under uniaxial tension.

Key words: Strain-induced martensitic phase transformation, Micro-hardness, Volume fraction, SUS 304 stainless steel, Notched bar

1 緒 言

低積層欠陥エネルギーの準安定オーステナイト系鉄基金材料は、無応力下冷却相変態開始温度 (Ms 点) から相変態限界温度 (Md 点) までの温度領域で塑性変形を加えるとひずみ誘起マルテンサイト変態が生じ、そのような塑性変形を変態誘起塑性 (TRIP) と称する。^{1)~4)} TRIP 鋼は、オーステナイト相 (以降 A 相と称する) の一部がマルテンサイト相 (以降 M 相と称する) に相変態することにより 2 相複合化し、優れた耐食性とともにより良好な機械的特性を持つ工業上重要な材料の一つである。TRIP 鋼の変形挙動は複雑で、実験のみによって機械的性質の改善法を模索すること^{5)~10)}は困難であり、これまで Olson & Cohen¹¹⁾およびそれを拡張した富田¹²⁾の構成式を用いた解析も同様に行われている。しかしながら、結晶方位依存性の強い相変態挙動¹³⁾に対して、現象論的な構成方程式の適用限界およびその妥当性、あるいは M 相体積分率の変化を表現する発展方程式のより素過程からの物理的解釈といった検討が、構成式をより高精度化する上に必要不可欠である。

そこで本研究では、代表的な TRIP 鋼である準安定オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 に、液体窒素温度から水の沸点までの環境温度下で単軸引張試験を行い、まずマクロな応力-ひずみ関係にみられる相変態の影響について検討する。つぎに、マクロな応力-ひずみ曲線上のいくつかのひずみレベルにおいて、生成された M 相

体積分率の測定を行う。ひずみ誘起相変態は拡散変態や析出とは異なり、せん断帯交差領域の局所的な発生メカニズム¹⁴⁾を持つと言われている。したがって、M 相体積分率と負荷ひずみの関係は特に重要で、これまでにいくつか報告されている。^{11), 15)}従来より M 相変態量の測定には、磁気測定法をはじめ、X 線回折法、密度法、写真観察法、電気抵抗法など種々の手法が提案されてきた。¹⁶⁾飽和磁化を用いた手法により、Curtis ら¹⁷⁾はステンレス鋼溶接部のフェライト相体積分率を、平賀と石川¹⁸⁾は Ms 点以下での M 相生成量を、星野^{16), 19)}や高木²⁰⁾も M 相生成量の測定を同様な方法により行っている。X 線回折法により、Durnin & Ridal²¹⁾や、Sheetharaman & Krishnan²²⁾は残留オーステナイト量の測定を行っている。しかしながら、この手法では結晶異方性の影響により回折線強度にばらつきが生じ、大きな誤差の生じる可能性が指摘されている。¹⁹⁾田村¹⁵⁾は光学顕微鏡により各相の面積率を測定し M 相体積分率を求め、瀧本^{23), 24)}は電気抵抗値の変化に着目した測定を行っている。渡辺と佐賀⁵⁾は、密度法により M 相生成量を定量化している。

以上のいずれの測定法についても、数 mm から数十 mm の広い領域の M 相生成量を平均化して求めるものである。前述したように、ひずみ誘起相変態は変形の局所化と密接な関係が予想されるので、微小領域を対象とした生成量の定量化手法が望まれる。そこで、本研究では

[†] 原稿受理 平成 8 年 11 月 12 日 Received Nov. 12, 1996

* 正 会 員 神戸大学大学院自然科学研究科 〒657 神戸市灘区六甲台町, Graduate School of Kobe Univ., Nada-ku, Kobe, 657

** 阪神電鉄株

*** 正 会 員 神戸大学工学部機械工学科 〒657 神戸市灘区六甲台町, Dept. of Mech. Eng., Kobe Univ., Nada-ku, Kobe, 657

微小硬度を利用した M 相生成量の面分布測定法を新たに提案する。硬度測定における条件、例えば押し込み荷重保持時間や試料の表面処理法の影響などに関する検討を行い、透磁率法による M 相体積分率—負荷ひずみ関係から M 相体積分率—微小硬度の校正曲線を求める。そして、切欠きを有する丸棒の単軸引張変形において、切欠き底周辺に生じる M 相体積分率の面分布測定に適用した一例を示す。

2 単軸引張試験

Table I の成分を持つ準安定オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 (18Cr-8Ni) 丸棒試験片 (平行部: 直径 ϕ 5mm, 長さ 30mm) を用いた相当応力 $\bar{\sigma}$ —相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}^p$ 関係の温度依存性を Fig. 1 に示す。ひずみ速度は 5.0×10^{-4} /s 一定で、試験温度は、水の沸点 373K から、303K, 293K, 273K, 253K, 233K, 213K, 193K, 153K, 113K, および液体窒素温度 77K の 11 種類である。試験温度 373K から 273K までは水を媒体に、273K から 193K は液体窒素およびエタノールを、113K では流量を制御した液体窒素噴霧装置により温度を制御した。また、77K では液体窒素に浸漬させる方法を用いた。したがって、113K のみ液体媒体ではないので、試験片表面の熱伝達率は他の温度条件の場合と異なる可能性がある。図中の黒丸は最高荷重点を示し、それ以降はくびれの発生とともに軟化を示し破断する。したがって、マクロ的にほぼ均一変形が仮定できる領域までの応力—ひずみ関係を表している。Md 点以上の 373K では M 相の生成はほとんどなく、A 相単相の塑性変形特性を示す。常温 290K 近傍で著しい伸びを示すのは、M 相の強化機構による局所化の遅延効果による。^{12), 25)} 本試料の Ms 点は液体窒素温度 77K 以下であるので、その温度においては低温ぜい化による降伏点の向上と、その後に見られる顕著な M 相の生成による著しい加工硬化を示す。113K での伸びに関する傾向の違いは、前述した環境温度設定方法の違いによる試験片表面の熱伝達率の相違と考えられる。

以降に述べる微小硬度法の校正曲線の割出しには、マルテンサイト変態が最も顕著に進行する液体窒素温度 77K において、無負荷を含めた 13 種類のひずみをそれぞれ負荷後、試験片中央断面から厚み 0.5mm の円形チップを切出したものを校正曲線同定用試料とする。

3 微小硬度法によるマルテンサイト体積分率の測定

3・1 微小硬度測定条件

本測定に供される微小硬度計は、島津製作所(株)製ダイナミック超微小硬度計 DUH-201 である。これに、本研究で開発された自動試料位置決め装置を連動させて、任意な領域の硬度分布測定が可能な自動多点計測システムと

Fig. 1. Temperature dependence of stress-strain curves for SUS 304 stainless steel.

している。圧子は稜間隔 115° の三角錐圧子で、その圧痕の一例を Fig. 2 に示す。

微小硬度 H は、押し込み荷重 P mN, 圧子の試料への進入量 (押し込み深さ) を D μ m としたとき、次式で定義されるものを用いる。

$$H = \alpha \frac{P}{D^2} \tag{1}$$

ここで、 α は圧子形状による定数で、本研究で使用する三角錐圧子の場合 $\alpha = 3.8584$ となる。

3・1・1 圧子負荷保持時間の影響 丸棒試験片 (SUS304) から、ワイヤーカット加工により切出した試料の表面にバフ研磨を施したものを用いて、圧子の負荷保持時間の硬度への影響を調べる。押し込み荷重を種々変えて微小硬度 H を測定した結果を Fig. 3 に示す。保持時間は 15 秒と 60 秒の 2 種類である。押し込み荷重が小さく圧痕の深さが 1 μ m 以下では、あまり違いは見られない。荷重が増大するほどクリープ変形の影響がわずかに見られるが、全般的にそれほど顕著な違いはない。実際の計測は多点 (最大 10 000 点程度) の面分布測定を行う

Fig. 2. SEM image of micro-indentation formed at load of 200gf by micro hardness tester.

Table I. Chemical composition (mass%) of SUS 304 stainless steel.

Stainless Steel (SUS304)									
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	Nb
0.076	0.45	1.18	0.028	0.023	8.19	18.22	0.06	0.0786	>0.01

ので、測定時間の短縮の観点から、ここでは保持時間 15 秒を用いる。

3・1・2 表面加工層の影響 押込みが微小になればなるほど、表面性状や表面加工層の存在が硬度に影響を与えることが考えられる。そこで、表面仕上げ加工として、#8 000 番のパフ研磨処理と、電解研磨処理を施した 2 種類の試料を準備し、その表面に対して微小硬度の測定を行った。押込み荷重を種々変えた場合の結果を示したのが Fig. 4 である。ワイヤーカットによる残留加工層は、#8 000 の パフ研磨では十分に除去できていないことがわかる。一方、電解研磨は $1\mu\text{m}$ 程度の深さまでほぼ同一の硬度を示し、残留層が良好に除去できていることを示している。押込み深さを $5\mu\text{m}$ 以上とすると、パフ研磨結果と電解研磨とは差がなくなり、表面残留層の影響がほとんど無視できることがわかる。以上のことから、本試験ではワイヤーカット後電解研磨処理を施した試料を用いて微小硬度の測定を行う。

3・2 マルテンサイト体積分率校正曲線

微小硬度法によりマルテンサイトの体積分率を求めるには、微小硬度と M 相体積分率間の関係（校正曲線）をあらかじめ求めておく必要がある。

3・2・1 透磁率法による体積分率の測定 振動試料型磁力計を用いて、13 種類の負荷ひずみレベルの試料に対し磁化—磁場関係 ($I-\bar{H}$) の測定を行う。測定曲線の傾き $I/\bar{H}$ から、試料ホルダーの磁化防止のためのバックグラウンドの補正を施した透磁率 μ を次式より求める。

$$\mu = 1 + \frac{4\pi\rho l}{m\bar{H}} \quad (2)$$

ここで、 ρ は密度、 m は試料質量である。透磁率 μ から M 相体積分率 f^m を求めるには、100%M 相を持つ試料の透磁率を測定し、比例計算により体積分率曲線を同定することになる。しかしながら、実験的に $f^m = 100\%$ の試

Fig. 3. Effect of hold time of indentation load on micro-hardness.

Fig. 4. Effect of sample surface treatment on micro-hardness.

料を得ることは不可能であり、ここではまず透磁率が最小となる無負荷時の測定値 (1.104) を全透磁率測定値から減じ、最大の透磁率（相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}^p = 30\%$ において 10.450）で除したものを暫定値とする。そして、 $\bar{\epsilon}^p = 30\%$ における M 相体積分率の真値を飽和磁化法により求め、その暫定値を乗じることにより相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}^p$ —マルテンサイト体積分率 f^m 関係を得る。田中ら¹⁶⁾の方法では、M 相がフェライト相と同じ飽和磁化を有すると仮定して、つぎに示すような 100%M 相の飽和磁化 σ^m の回帰式を提案している。

$$\sigma^m = 214.5 - 3.12(\text{Cr} + 0.5\text{Ni}) \quad (3)$$

ここで、Cr および Ni は試料に含まれるそれぞれの元素の重量 % である。Table I に示した成分により本試料の場合 $\sigma^m = 144.9\text{emu/g}$ となり、 $\bar{\epsilon}^p = 30\%$ の飽和磁化測定値 $\sigma = 120\text{emu/g}$ を用いることにより $\bar{\epsilon}^p = 30\%$ の体積分率 $f^m = 0.828$ となる。以上の過程により得られた 77K における相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}^p$ —M 相体積分率 f^m 曲線を Fig. 5 の中に○印で示す。これまでに得られている体積分率の曲線²⁶⁾ (△印) とほぼ同様な S 字曲線になっていることがわかる。

Fig. 5 の結果を、密度法による測定結果と比較する。いま、M 相および A 相の密度および体積分率を、それぞれ ρ^m, f^m および ρ^a, f^a とすると、2 相複合材の密度 ρ は複合則により次式で表すことができる。

$$\begin{aligned} \rho &= \rho^m f^m + \rho^a f^a \\ &= \rho^m f^m + \rho^a (1 - f^m) \end{aligned} \quad (4)$$

ここで、

$$f^m + f^a = 1 \quad (5)$$

厚み 10mm の円形チップ状試料を各負荷ひずみレベルごとに準備し、浮力法を用いた密度測定を行う。密度測定装置には磁気天秤 (AC211S-MS: 0.1 mg~200g) に比重測定キット (YDK01) を装着して行う。なお、測定に用いる液体は H_2O で、試料はアセトンで脱脂後アルコール、蒸留水、さらに蒸留水の順で洗浄したものを用いる。測定はそれぞれ 7 回行い、その平均値を用いる。A 相の

密度 ρ^a には $\bar{\epsilon}^p = 0\%$ の密度を用い, M 相の密度 ρ^m に関しては透磁率測定により得られた結果を用いて算出した. 以上の密度法により得られた結果を, 同様に Fig. 5 中の □印で示す. 同様な S 字曲線を示しているが, 透磁率法よりやや小さ目の値になっている. 比重の測定には, 試料に付着している水分や他の付着物の完全除去が困難であり, このことが測定精度に含まれる本質的な誤差の要因となる. したがって, ここでは透磁率法による結果を用いた相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}^p$ - M 相体積分率 f^m 曲線を用いることにする.

3・2・2 微小硬度測定 マルテンサイト変態は本来結晶方位依存性を持つ¹³⁾ので, 不均質に発生する. いま, 圧痕の領域が M 相結晶粒の代表寸法より十分に大きければ, M 相, A 相両相の平均化された結果としての微小硬度が得られる. 反対に十分に小さければ, マクロには均一変形の試験片断面内においても, その不均質性を顕著に表す硬度分布が得られることになる. したがって, 実際に使用する押し込み荷重において, まず試料内での硬度測定におけるばらつき, および平均値を用いた荷重ひずみとの関係を調べる. その一例を Fig. 6 に示す. 電解研磨を施した 13 個の円形チップ試料に対し, 押し込み荷重 200gf とした場合の 2 直径合計 21 点の微小硬度測定結果である. ほぼ右上がりの曲線で, この荷重ひずみ $\bar{\epsilon}^p$ - 微小硬度 H 関係による有意な評価が可能と判断される. また, 無負荷近傍および $\bar{\epsilon}^p = 30\%$ 近傍においては, A 相単体および M 相の支配的領域となり, 硬度のばらつきがほとんどなく, ほぼ一定の微小硬度を示していることがわかる.

3・2・3 マルテンサイト体積分率-微小硬度関係 以上の関係から, 相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}^p$ を介して M 相体積分率 f^m - 微小硬度 H の関係を求めたのが Fig. 7 である. Fig. 7 では, 実際に用いる 3 種類の押し込み荷重 20gf,

50gf および 200gf に対する較正曲線を求めている. 各押し込み荷重 P に対する較正曲線の 2 次回帰式を, 以下に示す.

$$f^m = C_1 H^2 + C_2 H + C_3 \quad (6)$$

ここで,

$$C_1 = 4.25 \times 10^{-6}, C_2 = 3.82 \times 10^{-4}, C_3 = 1.20 \times 10^{-1} \quad (P = 20 \text{ gf})$$

$$C_1 = 5.83 \times 10^{-6}, C_2 = 1.09 \times 10^{-3}, C_3 = 1.90 \times 10^{-2} \quad (P = 50 \text{ gf})$$

$$C_1 = 5.62 \times 10^{-6}, C_2 = 1.47 \times 10^{-4}, C_3 = 1.59 \times 10^{-1} \quad (P = 200 \text{ gf})$$

4 マルテンサイト体積分率面分布の測定例

不均質変形場への適用例として, ここでは切欠きを有する丸棒の単軸引張変形を考える. Fig. 8 に示す試験片を液体窒素温度 77K, ひずみ速度 $5 \times 10^{-5}/\text{s}$ で引張変形を負荷し, チャック間の変形量 Δu が 0.32mm と 0.5mm に達したところで除荷後, Fig. 8 の斜線部をワイヤーカットにより切出した. 表面を電解研磨後, 本微小硬度法により切欠き底周辺の M 相体積分率の面分布を, 押し込み荷重 $P = 50\text{gf}$, 200gf の 2 種類で求めた結果が Fig. 9 である. 50gf でおよそ 4000 点, 200gf で 1500 点の硬度測定を行った. 圧痕の代表寸法および圧痕間の距離は, 50gf の場合 $25\mu\text{m}$ と $35\mu\text{m}$, そして 200gf の場合 $40\mu\text{m}$ と $60\mu\text{m}$ である. 切欠き底周辺の斜め 45° 方向への M 相の成長が見られ, 押し込み荷重が小さく測定間隔がおおよそ $35\mu\text{m}$ の 50gf の方がより鮮明な面分布が得られており, 分解能の向上していることがわかる.

富田ら¹²⁾が提案した構成式に基づく有限要素解析の結果²⁷⁾と比較したのが Fig. 10 である. 切欠き底周辺に発生するひずみの集中帯に応じた M 相変態領域が, 微小硬度法による計測結果と非常に良好な一致を示している

Fig. 5. Comparison of strain-induced martensitic phase transformation curves between magnetic permeability, density method and Angel's data.²⁶⁾

Fig. 6. Relationship between micro-hardness and tensile equivalent plastic strain.

Fig. 7. Calibration curves of volume fraction of martensitic phase and micro-hardness at three indentation load levels.

ことがわかる。このことから、巨視的スケールにおける現象論構成式の妥当性が判断される。一方、例えば、切欠き底の一直径線状の分布を、押し込み荷重が 20gf, 50gf, および 200gf の 3 種類について解析結果とあわせて比較したのが Fig. 11 である。巨視的にはどのケースも FEM 結果と良好な一致を示している一方で、押し込み荷重が小さくなるほど微小硬度法による結果の振幅が大きくなっている。これは、本来、結晶方位依存性によ

り不均質に発生する M 相をより正確に出力している結果であり、M 相の形状、発生場所、すなわち結晶粒界との関連性といった微視的手法にのみ可能な考察への応用が今後期待される。

5 結 言

準安定オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 に生じるひずみ誘起マルテンサイト変態挙動について、微小硬度を用いた M 相体積分率の面分布測定方法を提案し、切欠きを有する丸棒試験片の単軸引張変形における切欠き底周辺の変態特性について適用した。

まず、微小硬度を用いた体積分率の同定方法において、微小硬度の測定条件としての負荷保持時間の影響、試料表面処理方法の影響について調べた結果、例えば電解研磨処理が良好であるという一連の結果を得た。体積分率の測定には、種々の負荷ひずみレベルでの試料を切出し、透磁率法により M 相体積分率と負荷ひずみとの関係を求めた。従来の結果および密度法により得られた結果との比較により、本結果が妥当であることを確認した。微小硬度と負荷ひずみの関係を求め、負荷ひずみを介した M 相体積分率と微小硬度の関係を表す近似曲線を、実際に適用する 3 種類の押し込み荷重に対して同定した。さらに、微小硬度計と自動試料位置決め装置とを連動させた微小硬度面分布自動多点計測システムを用いて、切欠きを有する丸棒単軸引張変形下でのマルテンサイト変態

Fig. 8. Shape of notched specimen of SUS 304 stainless steel.

Fig. 9. Volume fraction map around notch root at liquid nitrogen temperature, 77 K, at two indentation load levels, obtained by present measurement system.

Fig. 10. Comparison of measured volume fraction map of martensitic phase by the present system with that by FEM simulation²⁷⁾ using Tomita and et al's phenomenological constitutive equation.¹²⁾

挙動に適用した。その結果、有限要素法により予測された切欠き周辺のひずみの集中、およびそれに関連し発生する M 相体積分率の面分布と非常に良好な一致をみた。巨視的な一致の一方で、M 相の形状、発生場所すなわち結晶粒界との関連性など微視的観点からの考察も今後可能であると考えられる。

本研究で開発した微小硬度面分布自動多点計測システムは、島津製作所(株)との共同研究により行われた。切欠き丸棒試験結果への適用には、神戸大学自然科学研究科清水正治氏の援助を得た。透磁率法による体積分率の測定には新日本製鐵(株)の松本紘美氏、密度の測定はザルトリウス(株)の協力を得た。また、本研究は文部省科学研究費補助金の援助を得て行われた。以上の援助に対しここに記して謝意を表す。

Fig. 11. Line distributions of volume fractions of martensitic phase at three indentation load levels. The solid line was obtained by FEM simulation.²⁷⁾

参 考 文 献

- 1) 田村今男, 鉄と鋼, **56**, 429 (1970).
- 2) 村田 康, 大橋誠一, 植松美博, 鉄と鋼, **78**, 346 (1992).
- 3) 青山春男, 塑性と加工, **33**, 357 (1992).
- 4) 葛 紀夫, 岩本 剛, 塑性と加工, **37**, 492 (1996).
- 5) 渡辺統市, 佐賀二郎, 日本金属学会誌, **21**, 583 (1957).
- 6) 山田 巖, 小寺沢啓司, 杉田忠彰, 日本金属学会誌, **14**, 19 (1965).
- 7) 平野 坦, 須藤正俊, 柚島善之, 日本金属学会誌, **33**, 975 (1969).
- 8) 友田 陽, 牧 正志, 田村今男, 材料, **22**, 19 (1973).
- 9) 河合 望, 済木弘行, 平手久徳, 塑性と加工, **17**, 899 (1976).
- 10) 富村宏紀, 永守浩樹, 高木節雄, 徳永洋一, 日本金属学会誌, **55**, 376 (1991).
- 11) G. B. Olson and M. Cohen, Metall. Trans., **6A**, 791 (1975).
- 12) 富田佳宏, 原田陽雄, 岩本 剛, 日本機械学会論文集, A-**60**, 166 (1994).
- 13) 西山善次, “マルテンサイト変態—基本編—”(1971) 丸善.
- 14) A. J. Bogers and W. G. Burgers, Acta Metall., **12**, 255 (1964).
- 15) 田村今男, 牧 正志, 中西睦夫, 岡 裕, 水曜会誌, **17**, 75 (1970).
- 16) 田中照夫, 星野和夫, 日新製鋼技法, **52**, 36 (1985).
- 17) G. C. Curtis and J. Sherwin, British J. of Applied Phys., **12**, 344 (1961).
- 18) 平賀啓二郎, 石川圭介, 日本金属学会誌, **51**, 429 (1987).
- 19) 伊東建二郎, 星野和夫, 鉄と鋼, **67**, S1163 (1981).
- 20) 高木節男, 徳永洋一, 富村宏紀, 鉄と鋼, **73**, S539 (1987).

- 21) J. Durnin and K. A. Ridal, J. of Iron & Steel Inst., **206**, 60 (1968).
22) V. Seetharaman and R. Krishnan, J. of Materials Sci., **16**, 523 (1981).
23) 瀧本照夫, 西原良治, 庄田俊二, 日本金属学会誌, **49**, 313 (1985).
24) 瀧本照夫, 井上隆英, 庄田俊二, 阪元通弘, 日本機械学会論文集, A-**52**, 2545 (1986).
25) 星野和夫, 塑性と加工, **16**, 993 (1975).
26) T. Angel, J. Iron Steel Inst., **177**, 165 (1954).
27) T. Ogawa, A. Taniyama, Y. Tomita, Y. Shibutani and T. Adachi, Proc. of AEPA '96 (ed. by T. Abe and T. Tsuta), p.599 (1996) Pergamon.

書 評

“セラミックスの焼結”

守吉佑介・笹本 忠・植松敬三・伊熊泰郎・門間英毅・池上隆康・丸山俊夫（共著）

（1995 年，内田老鶴圃，B5 判，280 ページ，定価 3 090 円）

セラミックスの諸性質は，その作製プロセスに大きく依存し，中でも焼結は特に重要なプロセスである。

本書は，焼結理論を理解する上で必要不可欠な格子欠陥論，化学平衡，拡散，速度論などの基礎的な項目を説明した後，焼結現象について述べられている。本書の特徴として，「焼結」現象というものを「粉末の合成」，「成形」，「焼成」などの一連のプロセスとしてとらえ，焼成の前段階である成形，さらには粉末の合成にいたるまでの詳細な説明がなされ，セラミックスを作製するプロセス全体をカバーしていることが挙げられる。また，アルミナやアパタイトなどの材料を例にとってわかりやすく説明がされていると共に，セラミック焼結体の機械的，電気的，熱的性質および生体材料としての性質についても触れられ，セラミックスの焼結だけでなく，セラミックス全般に携わっている大学生・研究生・エンジニアに推奨できる一冊である。

主な内容を以下に示す。

1章 はじめに 2章 格子欠陥 3章 拡散 4章 相平衡 5章 焼結の基礎理論 6章 粉体の合成 7章 成形
8章 アルミナの焼結 9章 生体材料の焼結 10章 焼結体の性質と応用

（京都工芸繊維大学 塩野剛司）