

複合熱処理による球状黒鉛鑄鉄の超強じん化と X線回折による混合組織の評価†

舟 木 克 之* 高 橋 利 夫** 広 瀬 幸 雄***

Mechanical Properties of Ultra-High Strength Ductile Cast Iron Prepared by Combined Heat Treatment and Evaluation of Compound Structure by X-Ray Diffraction

by

Katsuyuki FUNAKI*, Toshio TAKAHASHI** and Yukio HIROSE***

The modified austempering was applied on the ductile cast iron (DCI) to enhance its mechanical properties. This treatment named ausquenching consists of short time austempering, direct water quenching and light tempering. In this combined heat treatment, the first austempering process takes much effect on the tensile property and toughness of ausquenched DCI (AQDI). AQDI shows higher 0.2% proof stress, tensile strength and fracture toughness than the austempered DCI (ADI) at the temperature range of upper bainite. AQDI has a complex structure of bainitic-ferrite, light tempered martensite and retained austenite. For the purpose of quantitative evaluation on the compound matrix of the martensite and the bainitic-ferrite, the X-ray diffraction profiles of α -Fe were analyzed by the curve fitting technique using Pseudo-Voigt function. The profile was able to separate into two parts by the difference of carbon content. From these results, it was possible to estimate appropriate each phase fraction of the complex structure.

Key words: Heat treatment, Austemper, Mechanical property, Ductile cast iron, X-ray diffraction, Profile fitting, Metallurgical structure

1 緒 言

球状黒鉛鑄鉄にオーステンパと呼ばれる恒温変態熱処理を施した鑄物（以下、ADIと呼ぶ）は、静的強度やじん性、振動減衰性に優れ、歯車などの強度部材への応用が検討されている。¹⁾ ADIの強じん性は、オーステナイト(γ)が母材中に多く含まれるケイ素により安定化し、熱処理後もベイニティックフェライト(α_B)中に多量に残留するためとされている。²⁾ 本来、残留 γ は常温では不安定な組織であるが、その炭素固溶量により熱や外部応力に対する安定性が異なると指摘されている。³⁾ 反面、凝固時に生じたMn等合金元素の偏析により γ の変態が局部的に遅れるため、 γ プールと呼ばれる不安定な未変態オーステナイトの塊を生じ易く、これが応力誘起マルテンサイト変態を起こして機械加工性⁴⁾や疲労特性²⁾を低下させている。そのため、予備焼入処理や低温焼入により γ プールを微細化し、じん性⁵⁾や機械加工性⁶⁾向上の試みも行われているが、いずれの場合も引張強度を犠牲にしている。

一方、中炭素超強力鋼において α_B 基地中に焼戻マルテンサイトを適量分散させた2相混合組織化が、通常のオーステンパ処理に比べて静的強度や破壊じん性の改善に極めて有効であるとされている。^{7), 8)} ADIにおいても恒温変態途中での焼入により、不安定 γ を高強度な焼入組

織に変態させて安定 γ のみを残留させれば、強度とじん性の向上が可能であると考えられる。

そこで、本研究では、短時間の恒温変態処理 + 水焼入 + 低温焼もどしから成る複合熱処理 (Austempering + Quenching; 以下、オースクエンチと呼ぶ)を行うことにより、 $\alpha_B + \gamma +$ 焼もどしマルテンサイト (α') の3相複合組織に調整した改良ADI (Ausquenched ductile cast iron; 以下、AQDIと呼ぶ)を製造した。また、 α_B と α' の炭素固溶量の違いに着目し、X線回折波形の関数近似法による波形分離を行い、複合組織の定量方法について検討した。さらに、複合組織の構成がAQDIの静的強度やじん性に対する影響について検討した。

2 X線回折波形の関数近似による波形分離

炭素を0.25mass%以上固溶するマルテンサイトは体心正方晶 (bct) である⁹⁾が、通常のX線回折波形ではブロードなため、二重線が分離して観察されない。また、炭素を過飽和に含むマルテンサイトを373~473Kで焼もどした場合、 ϵ 炭化物の析出によりマルテンサイト中の炭素固溶量が低下し、正方性が著しく減少する。¹⁷⁾ そこで本実験では、 α' を炭素過飽和の体心立方晶 (bcc)、 α_B は炭素をほとんど固溶しないbccと仮定し、炭素濃度(格子定数)の違いを利用して α' と α_B のプロファイル分離¹¹⁾を行った。なお、プロファイルの近似関数には

† 原稿受理 平成11年3月31日 Received Mar. 31, 1999

* 正会員 石川県工業試験場 〒920-0223 金沢市戸水町, Industrial Res. Inst. of Ishikawa, Tomizu-machi, Kanazawa, 920-0223

** 正会員 東北工業技術研究所 〒983-8551 仙台市宮城野区, Tohoku National Industrial Res. Inst., Miyagino-ku, Sendai, 983-8551

*** 正会員 金沢大学理学部計算科学科 〒920-1164 金沢市角間町, Dept. of Computer Science & Engineering, Kanazawa Univ., Kakumachi, Kanazawa, 920-1164

Lorentz 関数 $f_L(x)$ と Gauss 関数 $f_G(x)$ の合成によって得られる疑似 Voigt 関数¹⁰⁾ $f_V(x)$ を使用した, この関数は, Voigt 関数のようにコンボリューション積分を必要とせず, パソコンでも比較的容易に計算を行える.

$$f_V(x) = \eta f_L(x) + (1-\eta) f_G(x) = \eta h / [1 + \{(x-p)/w\}^2] + (1-\eta) h \cdot \exp[-\ln 2 \cdot \{(x-p)/w\}^2] \quad (1)$$

ここで, x ; 2θ , p ; ピーク角度, h ; ピーク高さ, w ; 半値半幅, η ; $0 \sim 1$ の範囲で連続的に変化する値である. この場合, 積分回折強度 I_{INT} は次式より得られる.

$$I_{INT} = \eta \pi h w + (1-\eta) \sqrt{(\pi/\ln 2)} \cdot h w \quad (2)$$

特性 X 線の $K\alpha$ 線では, $K\alpha_1$ と $K\alpha_2$ の回折線が重複しており, 疑似 Voigt 関数で近似したそれぞれのプロファイル関数を $f_1(x)$, $f_2(x)$ とすれば, 次の $K\alpha$ 二重線のモデル関数が得られる.

$$f(x) = f_1(x) + f_2(x) \quad (3)$$

また, 近似の対象となる角度範囲が狭いので, この範囲でのバックグラウンドを一次式と仮定し, α_B , α' のモデル関数をそれぞれ $g_B(x)$, $g'(x)$ とすれば, 結局, 測定した回折強度曲線 $y(x)$ は, 次のモデル関数で表される.

$$y(x) = g_B(x) + g'(x) + a + bx \quad (4)$$

二相混合組織の場合, 各相の積分回折強度 I は, その体積比 C に比例する.⁹⁾

$$I/I_B = R'C/R_B C_B \quad (5)$$

$$R = (1/v^2) (|F|^2 p) (LP \cdot A) e^{-2M} \quad (6)$$

ここで, R ; 物質の種類や回折面に依存する定数, v ; 単位胞の体積, F ; 構造因子, p ; 多重度因子, LP ; Lorentz かつより因子, A ; 吸収因子, e^{-2M} ; 温度因子である.

また, 同一回折面からのピークのため $R' \approx R_B$ となり, I/I_B がそのまま組織の混合比を表すことになる.

3 実験方法

3.1 供試材および試験片

実験に用いた素材鋳物は, FCD600 相当の溶湯 (C: 3.4, Si: 2.8, Mn: 0.25, Sn: 0.06mass%) を厚さ 17, 幅 200mm の Y ブロック状に有機自硬性鋳型 (ペブセット) 中へ鋳込んで作製し, Y ブロックの下部を $15 \times 7.5 \times 75$ mm の 3 点曲げ試験片 (SENB) と平行部の直径が 8mm, ゲージ長さ 40mm の引張試験片, $10 \times 10 \times 55$ mm の衝撃試験片に機械加工し, それぞれの実験に供した.

3.2 複合熱処理法 (オースクエンチ法)

微細混合組織を得るために, Fig. 1 に示すようなオースクエンチ熱処理法を適用した. これは変態に伴う余剰炭素を γ 中に拡散させる短時間恒温変態プロセス, 不安定 γ のマルテンサイト化による強化を狙った焼入プロセス, 生じたマルテンサイトの焼もどしプロセスから成り, いわばオーステンパとクエンチの複合熱処理である. オースクエンチでは, 中性塩浴 (KCl 50: NaCl 30: BaCl₂ 20mass%) 中で 1173K, 3.6ks の γ 化後, 553K ~

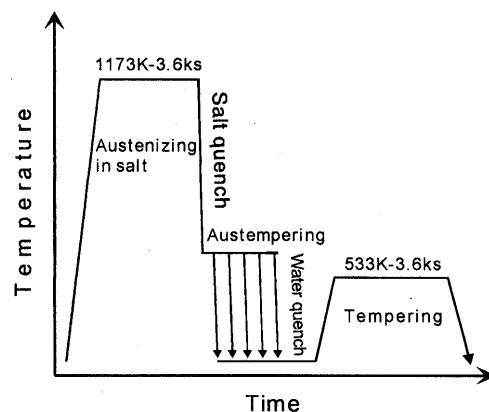


Fig. 1. Ausquenching heat treatment method.

648K の硝酸塩浴 (KNO₃ 52: NaNO₃ 48mass%) 中に投入し, 150s ~ 2.4ks 恒温変態させた後, 直ちに水中に焼入した. その後, 533K で 3.6ks の低温焼戻を行った.

3.3 材料試験および X 線回折

引張試験は, ひずみ速度 3.3×10^{-4} /s の条件で室温で行った. 破壊じん性試験は, 試験片中央片端より疲労予き裂を $0.47 < a/w < 0.51$ の範囲で導入後, ASTM E399 に準じた 3 点曲げ法で行った. なお, き裂の発生点は, 交流電位差法により検出し, 両方の試験にはオートグラフ [株島津製作所製] を用いた. また, 衝撃試験は容量 300J のシャルピー衝撃試験機により, 切り欠きをつけずに無溝試験片で行った.

X 線回折は, 破壊じん性試験片の破片を利用し, 横切断面中央部を測定した. 測定面の研磨は, 通常の電解研磨法では組織の違いによる局部腐食のため, 良好な測定面が得られなかったため, 電解研磨と $1/4\mu\text{m}$ のダイヤモンド砥粒による精密バフ研磨を繰り返す電解研磨法で行った. この際, 測定面に生じた残留応力は ± 50 MPa 以下であった. 測定には検出器に直線型 PSPC を備えた X 線応力測定装置 [理学電機(株)製] を用い, 並傾法の ψ_0 一定法で行った. この時の X 線測定条件を Table I に示す. ここで, 直線型 PSPC では測定強度が回折 X 線の到達距離や斜め入射, 試料での吸収により変化するため, 波形解析の前に回折プロファイルを位置因子¹²⁾ と LPA 因子⁹⁾ で補正した. モデル関数の近似では, CrK α 線の波長⁹⁾ を $\lambda_1 = 228.970$ pm, $\lambda_2 = 229.361$ pm, 両方の回折線の強度比を 0.515 とし, 他のパラメータは修正 Marquardt 法を用いた非線形最小二乗法¹³⁾ により, 反復改良して最適

Table I. X-ray diffraction conditions.

Characteristic X-ray	Cr-K α
Diffraction plane	α -Fe(211), γ -Fe(220)
Filter	V foil
Irradiated area	4mm dia.
Fixed time	100 s(α -Fe), 300 s(γ -Fe)
Tube voltage	30kV
Tube current	10mA
Detector	Linear PSPC

化した。なお、 η は測定条件に関係するため、同一回折面を測定する場合には α_B 、 α' と同じであると仮定した。

4 実験結果

4.1 恒温変態時間の影響

Fig. 2 に恒温変態温度 598K で行った AQDI の引張強さ、伸びに及ぼす恒温変態時間の影響を示す。なお、図中のハッチングは、同一温度で 3.6ks 恒温変態させた ADI の引張強さ、および伸びのレベルを示している。AQDI の引張強さは、恒温変態時間 300s 以下の短時間側では低いものの、900s でピークの 1370MPa に達し、その後は緩やかに減少した。また、600s 以上恒温変態させた後に焼入した AQDI では、ADI を上回る高強度を示した。しかし、伸びについてはピーク時でも 5.4% であり、ADI のレベルには及ばなかった。しかし、ここで注目したいのは、引張強さ、伸びともに 900s 付近で最大値を示すことである。

Fig. 3 に AQDI と ADI の恒温変態時間と破壊じん性値 K_{Ic} の関係を示す。ここで ADI は恒温変態後空冷したものであり、図中には素材の FCD600 と as quench 材 (焼入 + 低温焼もどしのみ) の値も記した。as quench 材の低い破壊じん性が 150s の恒温変態により素材レベルにまで改善され、その後 900s までは恒温変態時間に伴って K_{Ic} が増加している。AQDI では ADI よりすべての場合においてやや高め の値をとるが、これは不安定オーステナイトが安定な α' に変態した結果と考えられる。

恒温変態時間 1.2ks では最大値 $81.2\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ に達し、1.8ks においても $80\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上の高いじん性を維持している。一方、ADI の場合では恒温変態時間 900s で $70.3\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ に達し、その後はほぼ一定値となった。

Fig. 4 に 598K で 150s ~ 1.8ks 恒温変態させた AQDI

の金属組織を示す。黒い針状の α_B 、微細な薄片状の α' 、白い微小多角形粒状の γ と球状黒鉛の混合組織である。恒温変態時間 150s では、基地の大部分が焼入組織であ

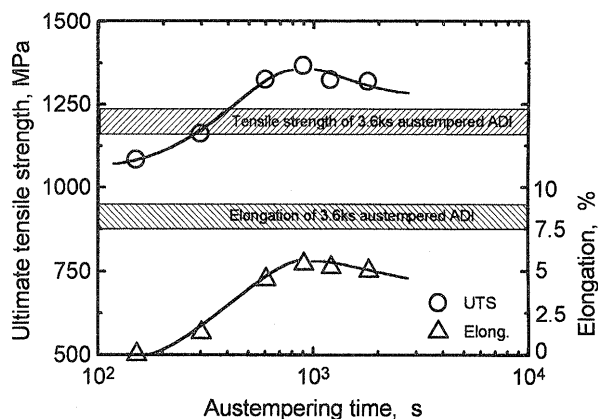


Fig. 2. Relation between mechanical properties and austempering time of AQDI austempered at 598K.

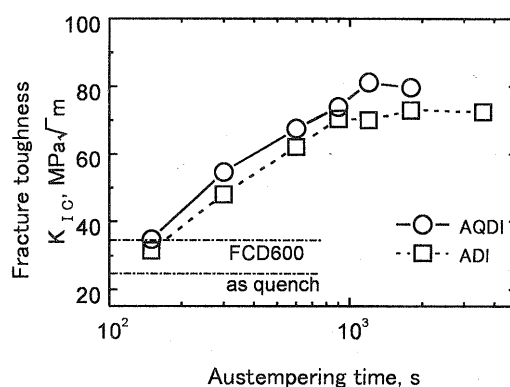


Fig. 3. Relation between fracture toughness K_{Ic} and austempering time of AQDI austempered at 598K.

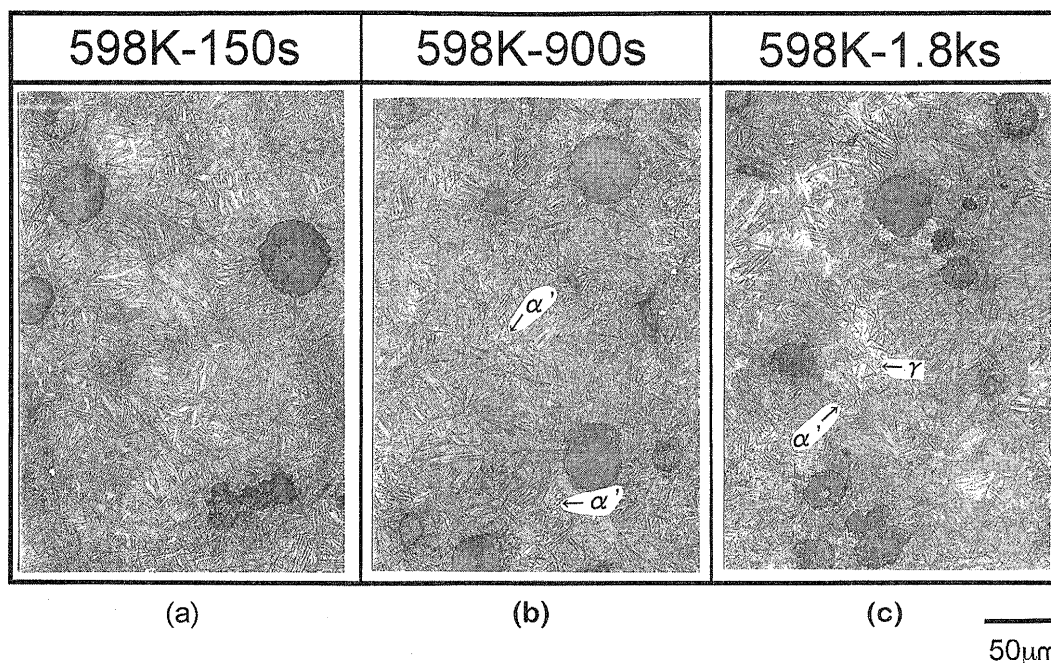


Fig. 4. Optical microstructures of AQDI austempered at 598K for (a) 150s, (b) 900s, (c) 1.8ks.

り, 少量の羽毛状 α_B と竹の葉状の α' が観察される. 引張強さが最大となった 900s の恒温変態では, α_B と α' が微細に入り組んだ構造になっており, 未変態オーステナイト部分, いわゆる γ プールがマルテンサイト化した非常に緻密な組織となっている.

1.8ks 恒温変態させた試料では γ の安定化が進むため, 合金元素の偏析した領域では, 一部マルテンサイト化するものの安定化した γ の塊が観察される. また, α_B rich 域と α' rich 域に基地組織が明瞭に識別され, 900s の試料と比較すると粗い組織である.

4・2 恒温変態温度の影響

Fig. 5 は, AQDI の引張強さ (UTS), 0.2% 耐力 (PS) のピーク値 (恒温変態時間 600 ~ 900s の間) と恒温変態温度の関係を示す. なお, 比較のため, 同一温度で 3.6ks オーステンバした ADI の値も示した.

ADI の引張強度および耐力は, 恒温変態温度が低いほど高い値を示すのに対し, AQDI では, 上部ベイナイト温度域の 598 ~ 648K でのオースクエンチでは, 耐力の著しい改善効果が見られた. 特に, 598K で恒温変態させたものが一番高い値を示している.

一方, 553K でオースクエンチした場合には, 引張強さや耐力の向上は認められなかった. この場合, 基地組織がもともと高強度な下部ベイニティックフェライトであることと, 低温ほど炭素の拡散速度が遅くなるため, オーステナイトが十分に安定化されず, 強じん性を発揮できなかったものと推察される.

Fig. 6 に, シャルピー吸収エネルギーおよび引張試験時の伸びに及ぼす恒温変態温度の影響を示した. 図中の値はその温度における最大値であり, 恒温変態時間は Fig. 5 の場合と同様である. AQDI の吸収エネルギーは, 恒温変態温度の上昇に伴って増加しており, 553K で 75J, 648K では 145J であった. 一方, 破断伸びは 598K をピークに 5% 前後で頭打ちとなった. 伸びの低下した原因は, 組織中に分散した硬い α' 相がマトリックスの均一変形を妨げるためと推察されるが, 逆にこれが高い耐力を示した理由と考えられる.

4・3 X線回折による複合組織の定量

AQDI では, 焼入前に行う恒温変態プロセスの時間や温度が, その機械的性質やじん性に大きな影響を与える

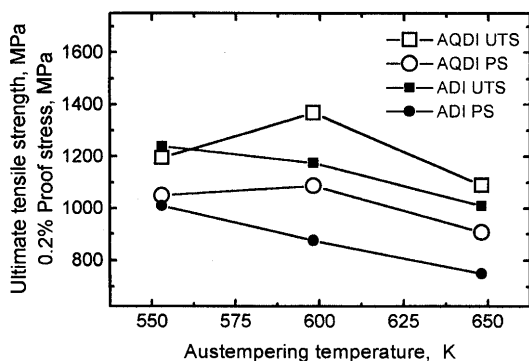


Fig. 5. Comparison of UTS and 0.2% proof stress as a function of austempering temperature.

ことがわかった. これは複合組織の比率が異なるためと推察されるが, 顕微鏡組織から各組織の体積比を求めることは緻密すぎて困難であった. ところで, X線により α 相と γ 相の定量測定ができることは古くから知られている.⁹⁾ 今回開発した AQDI の場合, これに α' 相が加わってくる. α' と α_B 相は同じ回折面を持ち, 1つのピークとして測定されるが, 先述したように炭素固溶量の違いに着目し, 回折波形の関数近似による分離を試みた.

Fig. 7 に 598K で 300s 恒温変態させた試料について, α -Fe 回折波形を $K\alpha_1$ と $K\alpha_2$ から成る単一相 (a), および複合相 (b) として関数近似した例を示す. ここで, (b) の点線では $K\alpha_1$ と $K\alpha_2$ の和として示した. この試料では α_B と α' の存在が顕微鏡組織観察で確認されており, 2ピークの複合相として近似した方が原波形に対する適合性は高い. 低角側波形は炭素過飽和の α' , 高角側波形は炭素固溶量が少ない α_B によるものと推察され, 両ピ

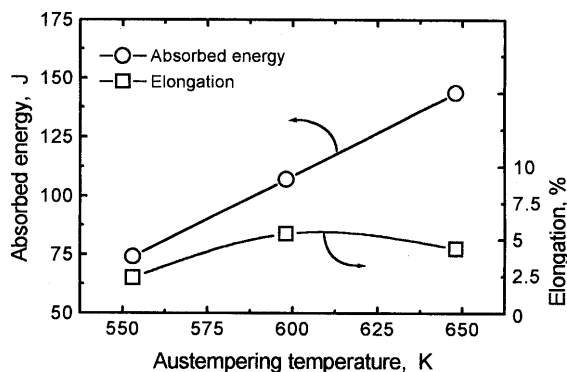


Fig. 6. Variation of Charpy absorbed energy and elongation with austempering temperature.

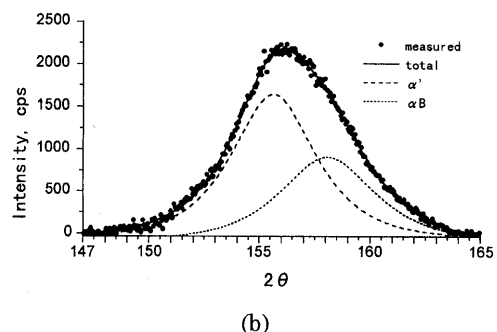
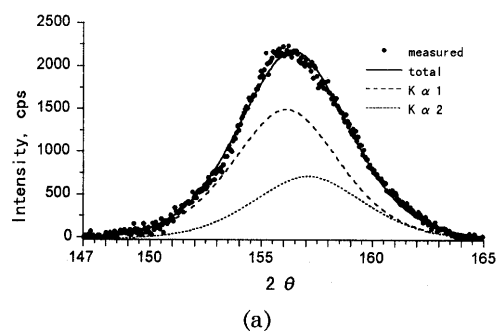


Fig. 7. Approximation of α -Fe diffraction profile on 598K-300s austempered AQDI. Calculated as mono-phase (a) and dual phases (b).

ークの角度差は短時間側で大きく、600s 以上では一定値 ($\Delta 2\theta = 2.0^\circ$) を示した。また、648K の恒温変態では、ピーク差が小さくなる ($\Delta 2\theta = 1.8^\circ$) 傾向を示した。

ここで、波形分離した α_B の 2θ は、フェライト化焼なましによって固溶炭素を排除した供試材の値 (156.8°) より大きかった。この原因は、体積膨張を伴うマルテンサイト変態によりミクロ的な引張相ひずみが発生したことが考えられるが、現時点では明らかになっておらず、今後の検討課題としたい。

しかし、上述した問題が組織の定量解析に対する影響は少ないものと仮定し、関数近似により分離した波形の積分強度比から α_B と α' の体積比を計算した。さらに γ の回折プロファイルの積分強度を測定することにより、3相混合組織の体積比を求めた。

Fig. 8 は 598K で恒温変態させた AQDI 各相の体積率変化の恒温変態時間依存性を示したものである。150s 付近から α' の急激な減少と α_B 、 γ 相の増加がみられる。ま

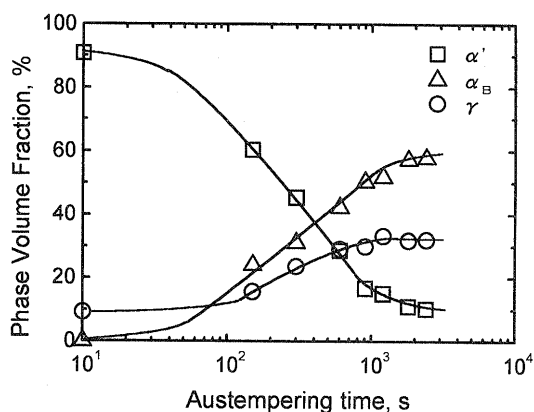


Fig. 8. Change of phase volume fraction on complex matrix of AQDI as a function of austempering time. Austempered at 598K.

た、600 ~ 1.8ks の結果から、ADI の引張強さを上回る材質を得るには、ベイニティックフェライト中に硬質な α' 相を 30 ~ 10% 複合すればよいことがわかる。さらに、各相の変化は 1.8ks 以上で一定となっており、これ以上恒温変態させた後の焼入では、機械的性質の改善効果が少ないこともわかる。

5 考 察

5・1 破面からみた複合組織による高強度化

Fig. 9 に 598K でオースクエンチした試料の破壊じん性破面を示す。恒温変態 150s の場合、黒鉛の周囲から発生したき裂が組織中に多量に存在する硬質な α' 相を伝ばした疑へき開ファセットが支配的なぜい性破面を呈した。引張強さの最も高かった恒温変態 900s では、黒鉛の周囲がネックングし、 α' ファセット面が破面に対して傾斜してディンプルを形成した延性破面であった。このことは α_B マトリックスが十分な延性を発揮していることと硬質な α' の分散強化によって α_B 相と α' 相が同時に均一変形することで、黒鉛周囲におけるき裂発生が抑制されたものと考えられる。

一方、1.8ks 恒温変態させた試料では、Fig. 4 に見られたように基地組織が α_B rich 域と α' rich 域に明瞭に分かれるため、基地硬さに微視的な不均質を生じている。このような材料では内部応力のミスマッチにより、き裂が発生・伝ばしやすくなるため、粗大な α' ファセットは平面的になり、強度や伸びが低下する。以上のことから AQDI の強じん化メカニズムは、硬質な α' 相による α_B 相の分散強化と考えることができる。

5・2 恒温変態過程における γ 相中の炭素の挙動

高 Si 高炭素鋼の恒温変態に関する研究¹⁴⁾では、上部ベイナイト変態における炭化物の析出が Si により抑制され、多量に γ が残留すると報告されている。 α_B の炭素固溶量は少ないため、変態で生じた余剰炭素は、炭素固溶

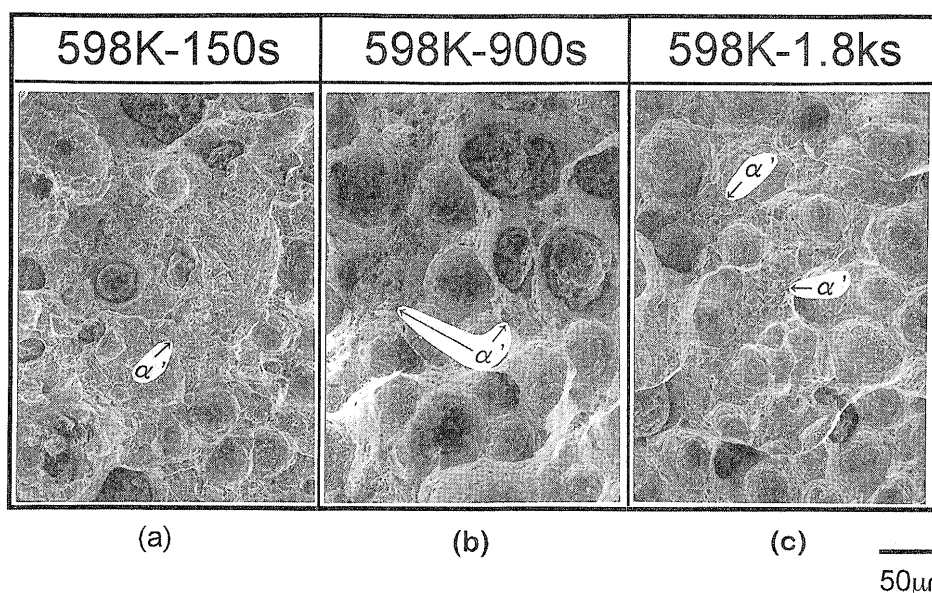


Fig. 9. SEM fractographs of the fracture surface after the K_{Ic} tests of AQDI. Austempered at 598K for 150s, (b) 900s, and (c) 1.8ks.

能力の大きな γ 相に拡散, 濃化される。

一方, 球状黒鉛鑄鉄 (2.7%Si) を 1173K で γ 化した場合, γ 相の平衡炭素濃度は約 0.8mass% であり, 恒温変態後では平均炭素濃度 1.6mass% に増加することが EPMA 分析で確認されている。¹⁵⁾ 炭素濃度の高い γ ほど安定でじん性の向上に有効であると考えられ, ADI の強じん性には前述したように γ 相の影響が大きい。

Fig. 10 は各温度で恒温変態した時の γ 相の格子定数変化を示したものである。恒温変態温度が 598K, 648K では 600 ~ 900s で一定値を示すようになる。ここで, γ 相における炭素濃度 C (mass%) と格子定数 a (pm) の間には, 次式の関係があり,¹⁶⁾

$$a = 355.5 + 435 C \quad (7)$$

本実験における飽和炭素濃度は約 1.7mass% であった。

一方, 553K では炭素の拡散が遅く, 600 ~ 900s で焼入する場合では炭素が未だ飽和しておらず, 一定値となるまでには 2.4ks 程度必要であった。したがって 553K でオースクエンチした場合に機械的性質改善効果が見られなかったのは, 炭素濃化過程の途中にある低炭素濃度の γ が残存したためと考えられる。

6 結 言

恒温変態と焼入・焼もどしの複合熱処理オースクエンチを球状黒鉛鑄鉄に適用し, 従来法の ADI より優れた強度特性の鑄鉄 (AQDI) を開発した。得られた主な結果は, 次のとおりである。

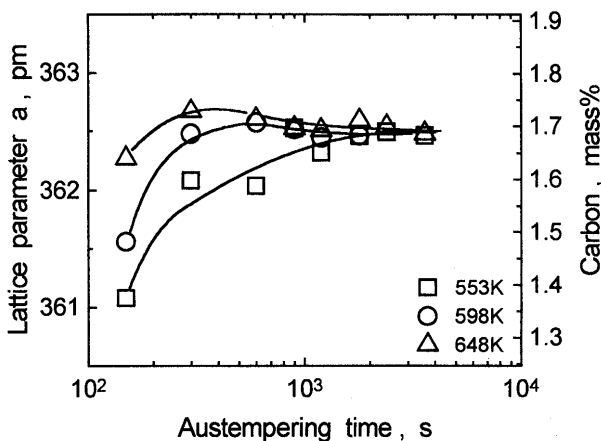


Fig. 10. Change of carbon content in austenite with austempering time; calculated by eq. (7).

(1) 上部ベイナイト温度域でオースクエンチ熱処理した球状黒鉛鑄鉄は, 同温度で 3.6ks オーステンパした ADI に比べて引張強さ, 0.2% 耐力ともに向上するが, 伸びは減少した。特に 598K で 900s 恒温変態させた場合では, 0.2% 耐力 1080MPa, 引張強さ 1370MPa, 伸び 5.4% が得られた。また破壊じん性値は, 598K, 1.2ks の恒温変態で $81.2\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ と ADI を上回る強じん性を示した。

(2) 下部ベイナイト温度域でオースクエンチした場合には, 強度の向上は認められず, 伸びが低下したもろい材質となった。

(3) $\alpha_B + \alpha'$ 複合組織の X 線回折波形を関数近似解析した結果, 1 ピークよりも 2 ピークに近似計算した方が原波形に対する適合性は高く, この方法により, 複合組織各相の定量的な分離が可能である。

(4) 破壊じん性破面の解析結果より, AQDI の強じん化のメカニズムは, 硬質な α' 相による α_B 相の分散強化に起因するものと考えられる。

参 考 文 献

- 1) 丹野康雄, 浅野一朗, 橋本宗到, 住友重機械技報, **42**, 19 (1994).
- 2) 上田徹完, 滝田光晴, 柴山耕一郎, 鑄物, **60**, 529 (1988).
- 3) 上田徹完, 滝田光晴, 生田浩之, 鑄物, **57**, 728 (1985).
- 4) 石原安興, 鑄物, **58**, 823 (1986).
- 5) 吉田敏樹, 小松賢一, 岡田千里, 鑄物, **67**, 173 (1995).
- 6) 青山正治, 小林俊郎, 松尾國彦, 鑄物, **62**, 517 (1990).
- 7) 富田恵之, 材料, **40**, 133 (1991).
- 8) Y. Tomita, Met. Trans. A, **18A**, 1495 (1987).
- 9) B. D. Cullity (松村源太郎訳), “新版 X 線回折要論”, (1980) アグネ.
- 10) 南 茂夫, “科学計測のための波形データ処理”, p.181 (1986) CQ 出版.
- 11) 高橋利夫, 鑄物, **65**, 13 (1993).
- 12) 高橋利夫, 材料, **41**, 758 (1992).
- 13) 中川 徹, 小柳義夫, “最小二乗法による実験データ解析”, p.95 (1982) 東京大学出版会.
- 14) B. P. J. Sandvik, Met. Trans., **13A**, 777 (1982).
- 15) 大城桂作, 沢本 章, 樋渡淳一, 鑄物, **60**, 233 (1988).
- 16) 日本金属学会編, “金属データブック”, p.48 (1984) 丸善.
- 17) 大森靖也, 鉄と鋼, **57**, 1562 (1971).