

鋼の焼割れとシミュレーションによるその予測

Quench Cracking in Steel and Its Prediction Using Simulation

有本 享三*

Kyozo Arimoto

Synopsis: Quench cracking is a brittle fracture phenomenon, and its occurrence depends on not only stress changes but also mechanical characteristics in steels. Since the simulation of quenching processes has become possible in recent years for studying the quench cracking, some case studies on the phenomenon have been accumulated as described in this paper. As the result, it has been confirmed that quench cracking in steels occurs from induced tensile stresses in the martensitic regions of quenched parts. More systematic studies are required to understand deeply the mechanism of the crack generation and to provide a strict criterion for the crack prevention under the fracture mechanics. However, this review suggests that the current simulation technology can be used as a practical tool to find a way to prevent quench cracking under a reasonable criterion based on some limited investigation.

Key words: quench cracking; simulation; fracture mechanics

1. はじめに

鋼の熱処理では、ミクロ組織や残留応力の分布の最適化だけではなく熱処理変形の低減が求められる。一方、処理の条件によっては焼割れの発生が避けられず、その防止は最優先すべき課題となる。焼割れに関する研究は、古くからその原因の解明あるいは鋼の割れ感受性の調査のために行われてきた^{1,2)}。その結果として、焼割れは部品中の応力や欠陥に基づく脆性破壊と見なされている。

最近では、焼割れ現象にシミュレーションを適用することで、その発生はマルテンサイト相における引張応力の存在に関係することが明らかにされている。一方、現時点では焼割れ発生のミクロなメカニズムは十分に解明されておらず、結果として割れ防止のための厳密な評価基準の確立には至っていない。しかし、シミュレーションによる現状の焼割れ予測技術は、現場における問題の解決に十分寄与するものであると考える。

本稿では、まず、焼割れ現象を認識するために行われた初期の研究について振り返る。続いて、その現象の総合的な理解に寄与するシミュレーション手法について述べた後、破壊力学の知見に基づいて割れ発生の要因を検討する。さらに、シミュレーションによる焼割れ予測の事例を紹介し、その成果に基づいて割れ発生の評価法の現状について取りまとめる。

2. 初期の研究

焼割れ現象は、鋼の焼入れ処理の発見とともに認識されたのではないかと考えられる。たとえば、日本刀の焼入れにおいては、古くからこの種の割れが問題にされていたようである³⁾。他にも、やすりのような製品で、この問題への対処法が伝承されているとの報告がある⁴⁾。

焼割れに対する国内での本格的な解説は本多⁵⁾によって1920年に発表されており、そこでは焼入れ中に発生する応力と焼割れとの関係が当時の知見に基づいて考察されている。一方、錦織と磐城⁶⁾は、化学組成の異なるW鋼円柱を水、油、および10%食塩水に焼入れ、そこで生じる焼割れに対して系統的な調査を試みた。

その後も焼割れについては国内外で研究が継続されているが、以下ではその初期のものを割れの本質の解明および感受性の調査を目的とするものに分けて概説する。

2.1 焼割れの本質と応力

材料の破壊についての本質を理解するには、材料の特性だけではなくそこに生じている応力の把握が不可欠である。焼割れについても同様で、Scott⁷⁾、BühlerとScheil⁸⁾および磯村と佐藤⁹⁾は、その研究において以下に述べるように応力の評価が容易な円柱試験片を用いた。

まず、Scott⁷⁾は、長さ4in (102mm) の工具鋼円柱試験

* (有) アリモテック 取締役

片を用い、直径および冷却剤の違いが焼割れに及ぼす影響について調べた。焼割れが生じたのは、円柱の直径が、油焼入れでは3/4in (19mm) から1.5in (38mm) , 水焼入れでは1/4in (6.4mm) から1/2in (12.7mm) の範囲であったとの報告がなされている。焼割れの要因の一つである表面の軸方向引張応力を、Heyn法¹⁰⁾ による残留応力の測定法と当時の近似的な解析手法を用いて推定している。

その後、BühlerとScheil⁸⁾ は、Fe-Ni合金円柱試験片 (直径50mm, 長さ350mm) をオーステナイト状態から360℃まで炉冷した後に0℃の水に浸漬し、その際に円柱の縦方向に発生する焼割れについて報告した。一方、同様の熱処理条件で割れが生じなかった試験片に対し、Sachs法¹¹⁾ による残留応力測定を適用することで、表面近傍での円周方向応力が引張状態にあることを確認した。

国内では、磯村と佐藤⁹⁾ は、Table 1に示す4種の炭素量の異なる鋼で円柱試験片 (直径18mm, 長さ100mm) を製作し、その水焼入れで生じる焼割れ現象を調べた。高炭素の鋼種では、Table 2に示すように、高温からの焼入れで割れの頻度が高くなるという結果を得た。一方、Table 3に示した化学組成を持つベアリング鋼円柱試験片 (直径18mm) での焼割れ試験では、Table 4に示すように水焼入れの前に5から20sの油冷を行なったケースにおいて割れの発生を確認した。水焼入れ円柱の残留応力をSachs法で測定し、円周方向の応力分布においては円柱の表面から少し内部に入った位置で引張のピークが生じることを明らかにした。

Table 1
Chemical composition (mass %) of tool steels⁹⁾.

Steel	C	Si	Mn	P	S
SK6	0.73	0.31	0.34	0.013	0.015
SK5	0.82	0.30	0.41	0.013	0.016
SK4	0.94	0.21	0.44	0.017	0.021
SK3	1.05	0.24	0.38	0.021	0.016

Table 2
Results of quench cracking tests using tool steel specimens⁹⁾.

Austenitizing temp. (°C)	SK6	SK5	SK4	SK3
900	○	○	○	▲
950	○	○	▲	▲
1000	○	▲	x	x

○:No cracked, ▲: Partly cracked, x: All cracked

Table 3
Chemical composition (mass %) of bearing steel⁹⁾.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr
SUJ2	0.98	0.30	0.36	0.012	0.006	1.39

Table 4
Results of quench cracking tests using bearing steel specimens⁹⁾.

Water quenching	Oil cooling period (s)					
	5	10	15	20	30	60
○	○	○	x	○	○	○
○	x	x	x	x	○	○
○	x	x	x	x	○	○

○:No cracked, x: cracked

2.2 焼割れ感受性

実用の立場からは、ひとまず応力の影響についての考察を省き、個々の鋼や冷却剤の焼割れ感受性の把握を優先させることが望まれる。各種の鋼の焼割れ感受性については、以下で述べるようにUdyとBarnett¹²⁾ , Wellsら¹³⁾ , ChapmanとJominy¹⁴⁾ , 本間^{15, 16)} , 邦武と杉沢¹⁷⁾ , 阿部ら¹⁸⁾ によって調べられた。一方、三木田ら¹⁹⁾ は冷却剤特性の焼割れへの影響に着目した。

UdyとBarnett¹²⁾ は、約120種の鋼で製作した直径1in (25.4mm) の円柱試験片を用意した。円柱の両端面には幅1/16in (1.6mm) のノコギリ溝を設け、その溝深さを1/8in (3.2mm) から7/8in (22.2mm) の範囲で1/8in (3.2mm) 間隔で設定した。同じ鋼種の試験片をかく拌水中に焼入れ、焼割れが生じた円柱の内での最小の溝深さを1/8in単位で表した値 n を用い、鋼の割れ感受性指数 $I' = (8-n)$ を求めた。その結果、 M_s の低い鋼種でこの指数が高くなるという傾向を見いだした。

4335鋼に近い鋼種で製作された管状の部品の焼割れ感受性を調べるため、Wellsら¹³⁾ はその化学組成、インゴットからの切出し位置、焼入れの前処理などの条件が異なる切欠き付きリング試験片を用意した。この試験片の寸法は、外径6.5in (165mm) , 内径2.75in (70mm) , そして高さ0.5in (13mm) であった。切欠きをリングの内面または外面に設け、その深さを1/16in (1.6mm) から8/16in (12.7mm) の範囲で1/16in (1.6mm) 間隔に設定した。同じ鋼種の試験片を水スプレーで焼入れし、焼割れが生じたもの内での最小切欠深さを1/16in単位で表した値を焼割れ感受性指数とすることで、鋼の違いを評価した。

鋼の油焼入れあるいはソルト焼入れでの焼割れ特性を評価するため、ChapmanとJominy¹⁴⁾ は偏心穴付きのリング形状試験片を考案した。焼割れ発生の確度を高めるため、リングの薄肉部の内外面には切欠きを設けた。22種の鋼に対する焼割れの発生の有無を、焼入れ温度、 M_s , 炭素量および理想臨界直径と関係づけて報告した。

国内では、本間¹⁵⁾ により、鋼の化学組成の焼割れへの影響がFig.1に示す溝付きリング試験片 (外径:30mm, 高さ:10mm) を用いて検討された。化学組成の異なる41種類の鋼をMn, Ni, Cr, Ni-Cr, Cr-MoおよびNi-Cr-Mo鋼に基づいて調製し、それらで製作した試験片を誘導加熱後に水噴霧冷却することで生じる焼割れを調べた。その結

果, Mn鋼中のMnとC, そしてNi鋼中のNiとCの焼割れに対する影響をFig.2に示すように明らかにした. 一方, 本問¹⁶⁾は, 非金属介在物の焼割れへの影響を硫化物, アルミナ, 珪酸塩を異なる割合で含む4種の鋼のリング試験片を高周波焼入れすることで調べている.

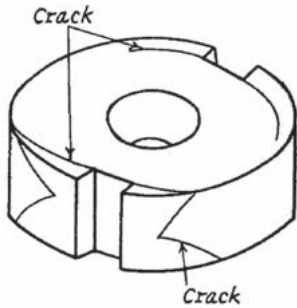


Fig.1 Grooved ring specimen and observed quenching cracks¹⁵⁾.

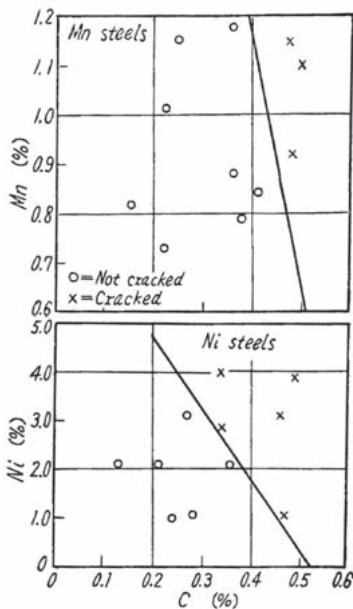


Fig.2 Effects of Mn and C in the Mn steels and of Ni and C in the Ni steels on quench cracking sensitivity¹⁵⁾.

その後, 邦武と杉沢¹⁷⁾は, 鋼のリング試験片に対する水スプレー焼割れ試験により, 種々の鋼の割れ頻度が等価炭素量と関係することを明らかにした. リング試験片は外径75mm, 内径35mm, 高さ10mmで, その製作に用いたMn鋼とNi-Cr-Mo鋼の化学組成には幅を持たせた. さらに, Mn鋼にAl, Nb, Bを添加したものについても試験がなされた. 一方, 鋼の清浄度が焼割れに影響することについても確認した.

阿部ら¹⁸⁾は, Fig.3に示すように鋼円

柱 (直径25mm, 長さ100mm) の中央にドリル穴 (直径5mm, 深さ12.5mm) を軸と直角に設け, それを噴流水中に焼入れた際の割れの状況を調べた. 焼割れは, たとえばFig.4の断面写真に示すように穴の周りに発生した. 鋼の焼割れ感受性を評価するため, 割れ長さの合計を断面積で除した値を指数LAとして設定した. S35CにC, Mn, P, Ni, CrおよびMoをさらに添加した鋼に対し, それぞれの添加元素が指数LAに及ぼす影響をFig.5 (a) に示すように描いた. Pは, 他の元素と別種の効果を与えるとの指摘がなされている. 一方, 水素の0.7から1.5ppmへの変化により, 指数がFig.5 (b) に示すように急増することを明らかにした.

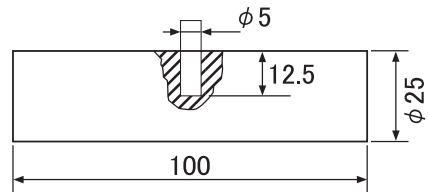


Fig.3 Cylindrical specimen with a drill hole¹⁸⁾.

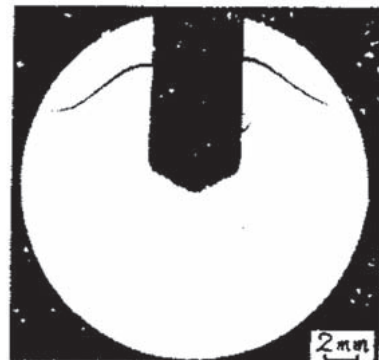
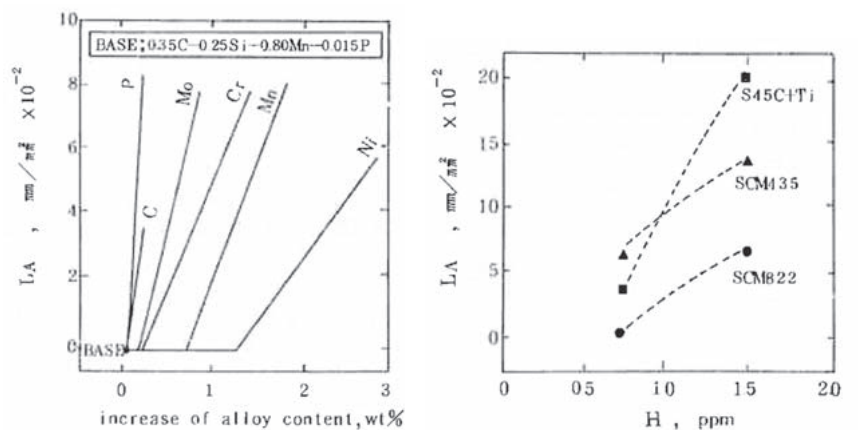


Fig.4 Quenching crack around the hole in a cutting surface¹⁸⁾.



(a) alloying elements

(b) hydrogen

Fig.5 Effect of alloying elements and hydrogen on index LA¹⁸⁾.

焼割れに対するポリマー水溶液の濃度とかく拌条件の影響が、三木田¹⁹⁾によって報告された。この研究では、Fig.6 (a) に示すフィン付き軸受け鋼円柱試験片を用いた。直径25mmで長さ20mmの円柱の片側に、フィン（外径25mm，内径23mm，高さ5mm）を組み合わせた形状となっている。焼割れは、Fig.6 (b) に示すようにフィンの付け根または円柱の長手方向のいずれか、あるいはその両方で確認された。フィン割れはオーステナイト化温度が780から950℃の水焼入れで発生し、10%PAG（ポリアルキレングリコール）ポリマー水溶液ではその温度に関係なく生じないことを明らかにした。一方、円柱の長手割れは、上記の2種類の冷却剤へ880と900℃のオーステナイト化温度から浸漬した際に生じた。濃度レベルを0から30%の間での7段階に設定したPAG水溶液を用いた試験から、水溶液の濃度の低および高の状態がそれぞれフィンと円柱長手の割れの発生に対応することを明らかにした。

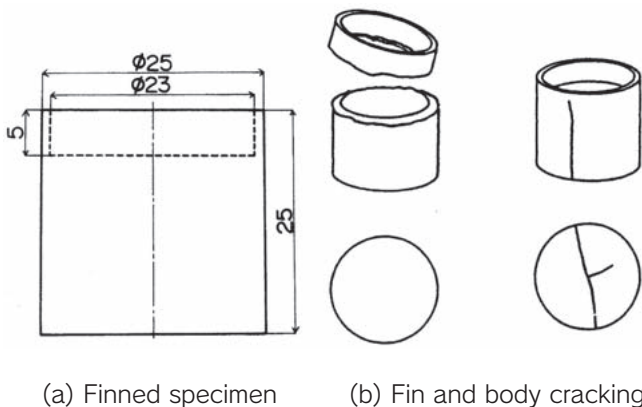


Fig.6 Fined specimen and its quench cracking¹⁹⁾ .

3. 焼割れのシミュレーションと破壊力学に基づく検討

有限要素法に基づくシミュレーション技術の進展により、熱処理プロセスにおけるミクロ組織、温度、応力、ひずみなどの予測が可能となっている^{20,21)}。焼割れの発生評価では、シミュレーションから得られるミクロ組織と応力に関する情報が有用となる。一方、焼割れは塑性変形をほとんど伴わない脆性破壊であることが、前章で述べた初期の研究によって明らかにされている。このような破壊は、今日では破壊力学²²⁾に基づいてその発生が評価されている。すなわち、脆性破壊の発生は、材料の破壊靱性とそこに含まれる多様な欠陥、そして応力状態に依存する。破壊力学の焼割れ現象への適用は鈴木によって試みられ、1991年に報告²³⁾されている。

以下では、焼割れのシミュレーションと応力・ひずみのモデルについて概説した後、その破壊力学に基づく検討の成果について述べる。

3.1 シミュレーションと応力・ひずみのモデル

有限要素法²⁴⁾の進展により、今日では複雑形状の部品の熱処理過程で生じる拡散、熱伝導、電磁場および応力・ひずみなどの複数の物理現象の連成シミュレーションが実現している。そのシステムには、Fig.7に示すように各物理現象に対する解析モジュールだけでなく、相変態予測に関するモデルが含まれている。さらには複合則モデルを用いることで、予測された各相の体積分率と指定された各種の物理特性データから、多相状態での各種の特性値の推定がなされている。

拡散解析モジュールは、浸炭焼入れや窒化での炭素や窒素の濃度分布を予測する。一方、電磁場解析モジュールは、高周波焼入れにおいてワークの表面下に生じる誘導電流を求める。その他、流れ解析を用いることで、冷却時の熱伝導解析に必要な熱伝達係数を見積るケースもある。なお、各解析モジュール間では、Fig.7に示すように種々の物理量データが逐次やり取りされる。

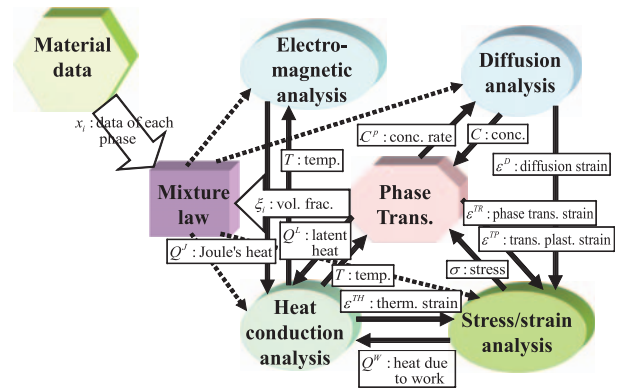


Fig.7 Structure of heat treatment simulation system.

熱処理中にはその対象物の形状が時々刻々と変化し、最終的にはいわゆる熱処理変形が生じる。Fig.8には、熱処理中の対象物に生じる変形だけでなく、応力と各種のひずみの関係を模式的に示す。ここでは、固体中の任意の点でのひずみが、微視的な現象の種類に応じ、 ϵ_{ij}^E :弾性ひずみ、 ϵ_{ij}^{TH} :熱ひずみ、 ϵ_{ij}^D :拡散ひずみ、 ϵ_{ij}^{TR} :変態ひずみ、 ϵ_{ij}^P :塑性ひずみ、 ϵ_{ij}^{TP} :変態塑性ひずみおよび ϵ_{ij}^C :クリープひずみに分類して示されている。これらは時間 t で生じたものであり、すべての種類のひずみを加算することによってその時点での全ひずみ ϵ_{ij}^t が求められる²⁵⁾。

熱ひずみと変態ひずみの発生には、それぞれ温度変化と相変態による膨張が関係する。拡散ひずみは、たとえば浸炭過程において炭素がオーステナイトの格子間へ侵入することでのその膨張効果に対応するマクロな量である。一方、原子間力に対応する原子間距離の変化のマクロな量である弾性ひずみは、Fig.8に示すように原子間力のマクロな量である応力に直接関係づけられる。なお、過程の最終状態

における応力は残留応力と呼ばれる。応力の偏差成分は、図示されているように塑性、変態塑性、クリープの各ひずみの発生に寄与する。変態塑性ひずみは、相変態中で応力が存在する際のみ、その偏差成分の方向に生じる。これら各種のひずみを加算したものが全ひずみであり、これを固体内部で総和したものが測定可能な形状の変化として現れる。なお、固体の変形には、個々の部品形状が持つ固有の特性および拘束条件が関与する。

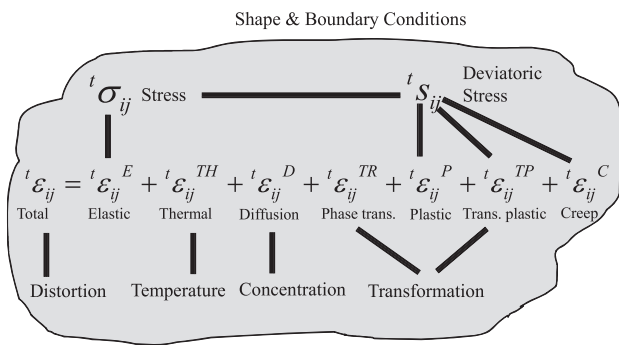


Fig.8 Relation between distortion and stress-strains.

3.2 破壊力学に基づく検討

ここでは、脆性破壊の破壊力学に基づく評価式について確認した後、焼入れ鋼の破壊靱性、そして、焼割れへの不純物元素と水素さらには材料の表面粗さの影響について述べる。

3.2.1 脆性破壊の評価式

脆性破壊の発生は、材料の破壊靱性、き裂の形態とその周辺での弾性エネルギーの分布状態に依存する。たとえば、引張荷重を受ける平板の中央に荷重と直角方向に長さ $2c$ のき裂が存在し、そこから十分に離れた領域での平均引張応力が σ である場合について考える。き裂を拡大させるにはエネルギーが必要となるが、その量はき裂面の面積の増加量に材料の表面エネルギー γ を乗じることで推定できるものと仮定する。この必要エネルギーが、すでにき裂の周辺の平板に蓄積された弾性エネルギーでまかなえるのであれば、割れが進展することになる。Griffith²⁶⁾は、この進展の条件を満たすき裂の長さを $2c^*$ とし、 c^* を求めるための近似式、

$$c^* = \frac{2\gamma E}{\pi\sigma^2} \quad (1)$$

を提案した。ここに、Eは材料のヤング率である。

一方、その後、き裂周辺の応力分布が、応力拡大係数 $K_I (= Y\sigma\sqrt{\pi c})$ を用いて表現できることが明らかにされ

た²²⁾。ここで、Kの添え字であるIは、き裂の向きが引張応力の方向に対して直角であることを意味する。一方、Yはき裂とそれが存在する構造の幾何形状によって規定される1に近い定数である。

さて、考察中の平板において、長さ $2c$ のき裂から十分に離れた領域での平均応力が σ^* である場合に破壊が発生したとする。その際の応力拡大係数は以下のように求められる。

$$K_{Ic} = Y\sigma^*\sqrt{\pi c} \quad (2)$$

上式から得られる K_{Ic} の値は、平板とき裂の幾何形状並びに荷重の条件が同一であれば、材料に対して固有の値となる。この K_{Ic} は破壊靱性²²⁾として定義されており、材料の脆性破壊の特性を表現する量として用いられている。破壊靱性が既知の材料を用いた平板では、式(2)を用いて脆性破壊が生じる際のき裂長さ $2c$ と応力 σ^* の組み合わせを推定することができる。

3.2.2 焼入れ鋼の破壊靱性

鋼部品に生じる焼割れを破壊力学に基づいて評価する際には、焼入れ鋼の破壊靱性値が必要となる。しかし、たとえば、焼入れ鋼の特性に関するMuirら²⁷⁾、WinchellとCohen²⁸⁾、飯島^{29,30)}および利岡ら³¹⁾の初期の研究では、一般的な機械的特性値のみが報告されている。ただし、飯島は、ねじり破断に要する単位体積あたりの全吸収エネルギーを測定し、0.8%C鋼でオーステナイト化温度が850℃を超えるとその値が低下することを明らかにした。磯村と佐藤⁹⁾は、この飯島の知見を援用し、焼入れ温度が高いほど焼割れの発生頻度が上昇する理由を説明した。

その後、合金鋼4340の焼入れ・焼きもどし後における破壊靱性が、Laiら³²⁾により、ASTM E399-70Tに規定された試験方法に基づき測定された。同様の測定をWood³³⁾は4130, 4140, 4330などの合金鋼に拡張し、また設定温度の異なる焼きもどし後の鋼にも適用した。さらにParkerとZackay³⁴⁾は同様の測定をより広範な鋼種と熱処理条件に拡大した。

国内では、久保ら³⁵⁾により、炭素量の異なる4種の低合金JIS鋼 (SCM420, SCM440, AISI4150およびSK5) の破壊靱性が、ASTM E399-83規格にしたがってFig.9に示すように測定された。熱処理は、完全焼入れ、完全焼入れ後の500℃焼きもどしおよび焼きなましの3種で、焼入れについては強制かく拌水中で行われた。この結果より、破壊靱性が熱処理方法と炭素量に大きく依存することが明らかとなった。

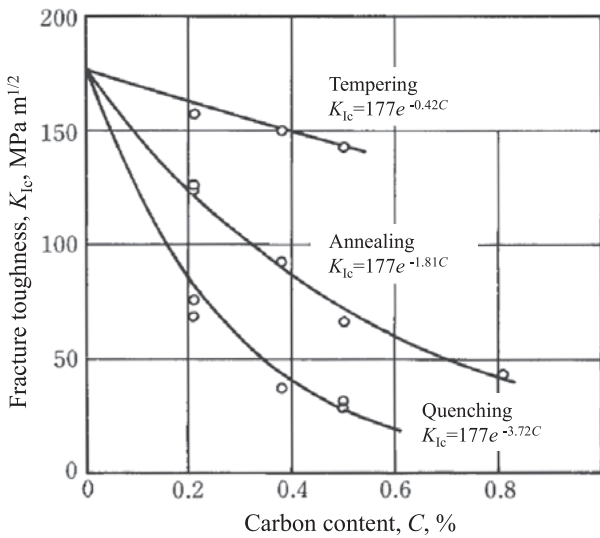


Fig.9 Fracture toughness in heat treated steels³⁵⁾.

3.2.3 不純物元素と水素の影響

焼割れに対するPと水素の影響はすでに述べたように初期の研究で明らかにされているが、最近になって水素の効果についての新たな知見が報告された。まず、白神³⁶⁾ および多田³⁷⁾ は、ボルトの製造過程における各段階で試料を採取し、そこに含まれる拡散性水素を測定した。すなわち、圧延:酸洗前、酸洗中和後、球状化焼鈍後、伸線後、冷間鍛造後、熱処理後の試料の水素に対し、酸洗中和後には0.052ppm、そして熱処理後にはTable 5に示す値を報告した。なお、これら以外の段階では水素は検出されなかった。

一方、LiuとMcMahon³⁸⁾ は、別種のアプローチで水素の焼割れに対する影響を検討した。まず、AISI 4340鋼(Ni-Cr-Mo鋼)試験片を水焼入れし、旧オーステナイト粒界に沿って発生した典型的な焼割れが、水素脆性によるものと類似していることを確認した。一方、高温の鋼表面での水蒸気の乖離で発生した水素が鋼中に侵入すると仮定し、その検証のために試験片表面を無電解ニッケルめっきした。この試験片を同じ条件で水焼入れし、焼割れが回避

できることを確認した。さらに、焼入れた試験片からニッケルめっき層を除去する過程で割れが発生したことを報告している。

3.2.4 表面粗さの影響

Griffith²⁶⁾ はガラスの脆性破壊に関する研究に関連して、繊維状のガラスは細くすることでその理想強度に近づくといい知見を得た。このような現象が生じる理由として、通常の太さのガラス繊維の強度は内部に存在する微細な亀裂で低下しているが、繊維を細くすると何らかの理由でこの状況が改善するとの考察を行った。その後、1960年代になり、Hillig³⁹⁾ や原⁴⁰⁾ のレビューにより、ガラスの強度の低下は外部要因でその表面に生じた微少なきずによってもたらされることが周知された。したがって、きずと同種の効果のある表面粗さは、脆性破壊において考慮すべきパラメータということになる。

一方、焼割れに対する表面粗さの影響についての報告として、筆者は奈良崎⁴¹⁾ によるものしか見いだせない状況にある。ここでは、偏心穴付きの円板試験片に対して複数の表面仕上げ方法と粗さの条件を適用し、それらの焼割れに対する影響を調べている。なお、試験片は直径が30mmで厚さが10mmの円板で、そこには円板中心から8mm偏心した状態で直径10mmの穴が設けられている。S45C鋼の試験片で1.0m/sのかく拌水に焼入れた場合には、仕上げ方法と粗さが異なる各10個の試験片でTable 6に示すように割れの頻度に違いが生じた。一方、表面粗さの違いが冷却の挙動に影響を及ぼさないことは、その条件が異なる試験片において複数個所で測定した冷却曲線を比較することによって確認がなされた。

4. シミュレーションによる焼割れの予測と発生の評価

焼割れのメカニズムを究明するため、初期の研究では円柱試験片を用いた実験が行われた。ここでは、まず、その一

Table 5 Hydrogen content transferred from quenchants^{36) 37)}.

Steel type	Strength classification	Bolt size	Heat treatment conditions	Hydrogen concentration (mass ppm)
JIS SCM435	10.9	M20, l=50	860 °C-OQ	0.910
			860 °C-OQ and 520 °C-Temper (WC)	0.159
	12.9	M16, l=50	860 °C-OQ	0.599
			860 °C-OQ and 490 °C-Temper (WC)	0.092
Boron steel	10.9	M16, l=45	860 °C-OQ	0.872
			865 °C-WQ	0.352

OQ: Oil quenching, WQ: Water quenching, WC: Water cooling

Table 6 Results of cracking in S45C steel specimens by different finishing methods⁴¹⁾.

Finishing method	Specification	R_{max} (μm)	R_z (μm)	Number of cracked specimens (in 10 tests)
Grinding	WA#46J	1.0	0.75	3
Emery paper	#800	0.15	0.13	0
	#320	1.1	1.0	0
	#240	2.2	2.0	6
Lapping	WA#3000	1.1	0.88	2
	C#800	2.4	2.0	2
	C#500	3.0	2.9	8

R_{max} : Max roughness depth, R_z : Ten point height of roughness profile.

This table was produced based on the information in the original paper.

部の条件に対してシミュレーションを適用した事例について述べる。一方、より複雑な部品形状での焼割れに対しても、以下で紹介するように、近年、実験とシミュレーションによる研究が行われている。その結果により、焼割れの発生は相変態と応力の分布状態に依存することが再確認されている。以上の知見に基づき、節4.3ではシミュレーションによる焼割れ発生評価の現状と問題点についてまとめる。

4.1 円柱試験片での予測

円柱試験片に対する以下の筆者ら⁴²⁾のシミュレーションでは、それを無限長円柱として取り扱うことで、長さ方向の限定範囲のみを半径方向に沿う複数の軸対称有限要素を用いてモデル化した。表面の冷却条件は熱伝達境界として表現し、そこには銀円柱試験片の冷却曲線から集中熱容量法⁴³⁾を用いて求めた熱伝達係数を指定した。

4.1.1 鋼の炭素量の影響

磯村と佐藤⁹⁾は、節2.1で述べたように4種の炭素工具鋼で製作した円柱試験片を用いて焼割れ試験を行なった。試験片を900、950および1000℃の3種の温度レベルで30 min保持の後に水焼入れした。なお、同じ焼入れ条件に対してそれぞれ5回試験し、焼割れがTable 2に示したように鋼種と焼入れ温度に依存することを明らかにした。たとえば、焼入れ温度が1000℃ではSK6のみが割れず、一方、鋼の炭素量の増加および焼入れ温度の上昇でその発生頻度が増加するという結果を得た。筆者ら⁴²⁾は円柱の900℃からの焼入れ条件に対してシミュレーションを適用し、Fig.10に示すように円周方向の残留応力分布を求めた。

磯村と佐藤⁹⁾は、1000℃より焼入れたSK6鋼円柱の残留応力をSachs法によって測定し、Fig.10に破線で示す応力分布を得た。その傾向は、900℃より焼入れた場合のシ

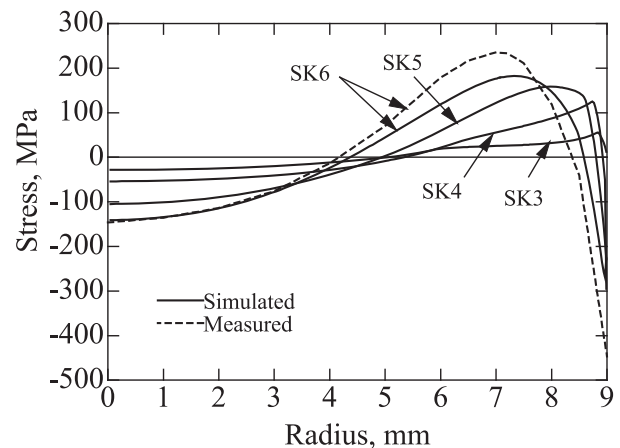


Fig.10 Circumferential stress distribution in SK tool steel specimens⁴²⁾.

ミュレーションの結果と一致している。さらに、900℃から焼入れたSK4鋼円柱の表層を酸腐食し、縦割れが0.5から0.8mmを除去した時点で生じたことを報告した。この割れに関しては、Fig.10に示す筆者らのシミュレーションの応力分布における表面近傍での引張応力ピークの存在からもうなずける。磯村と佐藤は、SK6鋼円柱の残留応力測定結果に基づき、上記の実験での焼割れは表面から少し内部に入った位置での引張応力に起因するとの考察を行なった。

4.1.2 冷却特性の影響

磯村と佐藤⁹⁾は、節2.1で述べたように、SUJ2鋼円柱試験片を900℃で1h加熱後に油冷と水冷の2段階焼入れで処理し、その際の焼割れの頻度をTable 4に示すように報告した。なお、2段階焼入れにおける油冷時間には、5から60sの間で6段階を設定した。Table 4が示すように、水焼入れのみでは割れの発生はないが、水焼入れの前に5から20sの範囲で油冷した場合に割れを確認した。なお、表中の3行は同じ条件での3度の試験に対応し、たとえば、15sの油冷後に水焼入れした場合にはすべてのケースで焼割れが生じたことを意味する。

筆者ら⁴²⁾は、900℃からの水焼入れと油焼入れ、さらには油と水の2段焼入れのケースに対してシミュレーションを適用し、Fig.11に示すように円周方向の残留応力分布を得た。図中に示すように、磯村と佐藤は850℃からの水焼入れおよび油焼入れに対して残留応力分布を測定しており、これらと筆者らのシミュレーション結果とは同様の傾向を示した。

シミュレーションの結果で表面の引張応力が最高値を示すのは、油冷30sの2段焼入れ条件においてである。しかし、Table 4に示したように、実験ではこの条件における焼割れの発生はない。なお、シミュレーションから得られる表面の引張応力は、油冷10から35sの2段焼入れの方が単に油あるいは水焼入れだけの場合に比べて値が高くなる。

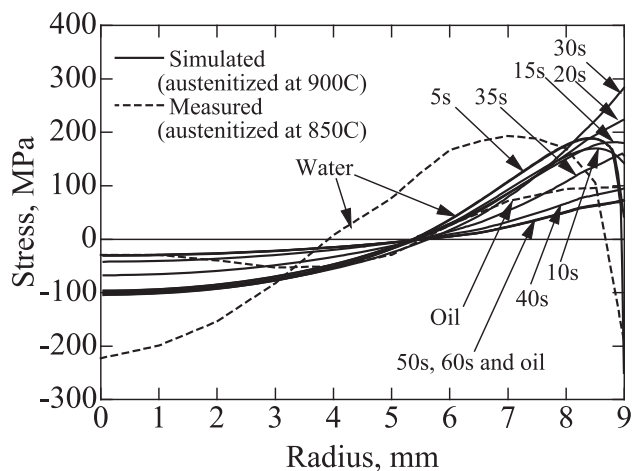


Fig.11 Circumferential stress distribution in SUJ2 bearing steel specimens⁴²⁾.

4.1.3 試験片サイズの影響

三木田ら¹⁹⁾は、直径の異なるSKS3鋼 (0.98%C, 0.8% Cr, 0.7%W) の円柱試験片を用いて焼割れ試験を行なった。試験片の直径を10から40mmの範囲で5mm間隔の7段階とし、その長さを直径の4倍に設定した。試験片は酸化と脱炭を防止した炉中で5レベルの設定温度 (750から950℃の間で50℃増分) に加熱し、その後0℃水中に焼き入れた。直径25mmの試験片のみ、焼入れ温度が900と950℃の場合、5回の試験の内の1回で縦割れが生じた。

シミュレーションからは、Fig.12に示すように、焼入れ温度が900℃の場合における最終冷却状態での円周方向応力分布が得られた⁴²⁾。表面あるいは表面近傍における引張応力は、試験片直径の増加にともなって上昇する。ただし、直径30mm以上では、表面下の非常に狭い範囲で引張応力の低下が見られる。なお、シミュレーションは、いずれの直径においても全断面がマルテンサイトになるという結果を得た。

シミュレーションの結果では、Fig.12に示すように、直

径25mmの場合に円周方向の引張応力が表面で最大となる。しかし、これが直径25mmの場合に焼割れが生じたことの原因であると判断するには、さらに残留応力の実測などによる確認が必要になるものと考える。

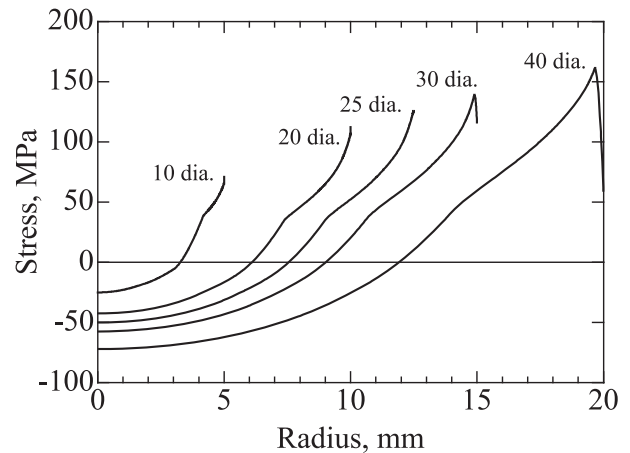


Fig.12 Circumferential stress distribution in SKS3 tool steel specimens⁴²⁾.

4.2 複雑形状の試験片での予測

円柱は応力分布の測定や解析が可能であるため、古くから焼割れの本質の理解を目的とする研究で用いられてきた。しかし、実際の生産現場では、円柱よりも複雑な形状の部品における焼割れが問題となっており、そこでは円柱とは別種の応力状態が生じるものと考えられる。以下では、段付き円柱、偏心穴付き円板および円周溝付き円柱での焼割れ発生予測に対する成果について紹介する。

4.2.1 段付き円柱

井上ら⁴⁴⁾は、12Cr鋼段付き円柱 (直径100mmで長さ100mmと直径50mmで長さ20mmの円柱の組合せ形状) を1200℃から水焼入れした。その結果、Fig.13に示すように円柱の段部に円周状の焼割れを確認した。断面図で示すと、Fig.14 (a) における点3の付近で割れが発生したことになる。

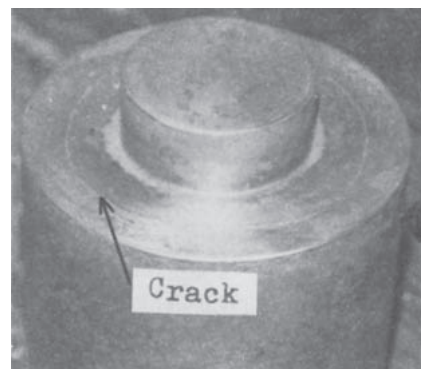


Fig.13 Crack occurred in the stepped cylinder during water quenching⁴⁴⁾.

筆者ら⁴⁵⁾はこの焼割れ現象に対してシミュレーションを適用し、Fig.14 (a) の点1から点4の位置における半径方向応力の時間変化をFig.14 (b) に示すように得た。焼割れ発生位置に近い点3においては、焼入れ後54sの時点で半径方向応力に引張のピークが生じる。なお、シミュレーション結果では、点3の位置でのマルテンサイト変態は54sの時点で完了している。以上の結果に基づき、引張応力のピーク値が円周状の焼割れに寄与した可能性があるとの考察がなされている。

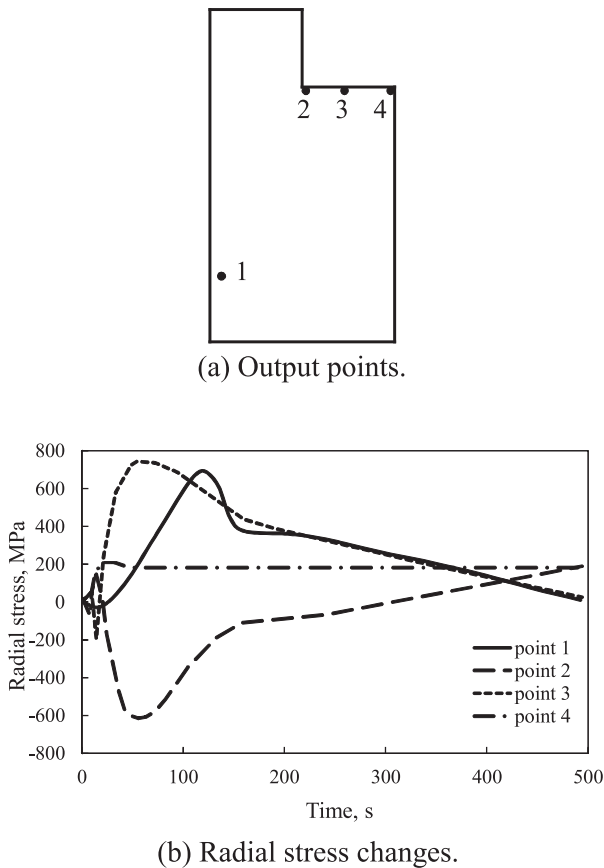


Fig.14 Simulation for a circumferential crack occurred in the stepped cylinder during water quenching⁴⁵⁾ .



Fig.15 Cracks occurred in SK4 steel disk with an eccentric hole by water quenching⁴⁶⁾ .

4.2.2 偏心穴付き鋼円板

偏心穴付きのJIS SK4鋼円板試験片が、焼割れ現象の研究のために用いられた⁴⁶⁾。この試験片はすでに述べた奈良崎ら⁴¹⁾ が用いたものと同じ形状であり、直径30mmで厚さ10mmの円板に直径10mmの穴が円板中心から8mm偏心した状態で設けられている。この試験片を水焼入れすることにより、Fig.15に示すように偏心穴付近に焼割れが生じた。この写真は、焼割れで分離した試験片の部位を寄せ集めて配置した後に撮影したものである。

筆者ら⁴⁶⁾はこの試験に対してシミュレーションを適用し、Fig.16 (a) に示す焼割れ発生位置の近くの出力点3での最大主応力とマルテンサイトの体積分率を、それぞれFig.16 (b) およびFig.16 (c) に示すように得た。冷却

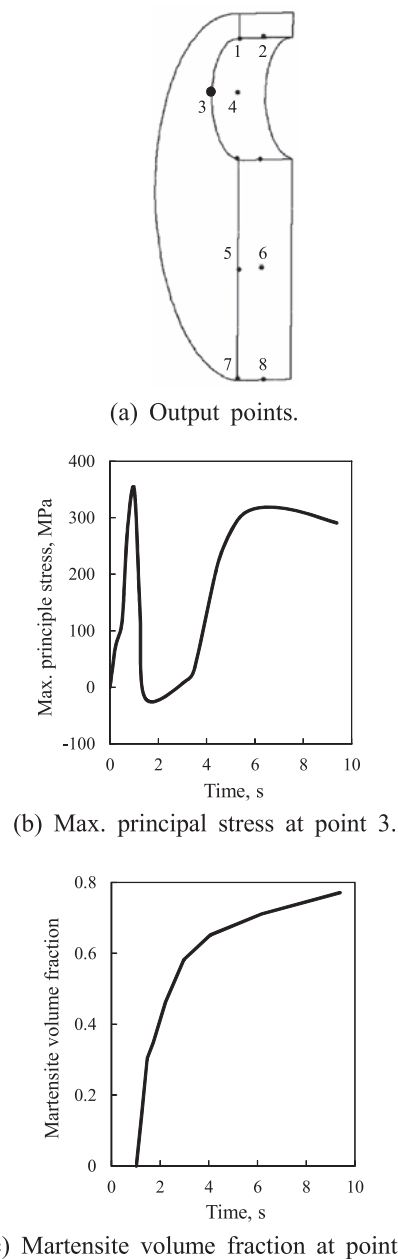


Fig.16 Simulation for crack occurred in SK4 steel disk with an eccentric hole during water quenching⁴⁶⁾ .

開始から約1s後に最大主応力には引張のピークが生じるが、この時点ではマルテンサイト変態は開始したばかりである。最大主応力は一度低下した後、3sあたりから再び引張サイドで増加する。その後、最大主応力は正の大きな値に到達し、その間マルテンサイトの体積分率は上昇を続ける。この試験のビデオ観察から得られる割れの発生時間は、シミュレーション結果による応力とマルテンサイトの進展の時期におおむね対応した。

内田ら^{47,48)}は、前述と同じ形状の偏心穴付き鋼円板試験片ではあるが、鋼種と寸法の異なるものを焼割れの研究に用いた。すなわち、鋼はJIS SCM440であり、円板は直径100mmで厚さ70mm、その中心から33mm偏心した状態で直径30mmの穴を設けた。水焼入れによって穴の近くに発生した焼割れのミクロ組織を調べ、主に粒界き裂であるが、わずかに粒内き裂が存在することを確認した。

割れ発生の時間を認識するため、内田ら⁴⁸⁾は試験片を水冷却の途中で引き上げ、焼入れを30, 40, 50, または250sで終了させる実験を追加し、同時にこの条件に対してシミュレーションを適用した。その結果、水冷時間が

40sの試験片で割れの発生を確認した。

4.2.3 円周溝付き鋼円柱

堀野ら⁴⁹⁾は、円周溝を設けた鋼円柱試験片の高周波焼入れで生じる割れ現象について調べた。Fig.17には、用いた試験片とコイルの形状と寸法を示す。使用した三種の鋼、JIS S35C, S45CおよびS55Cの炭素量は、それぞれ0.35, 0.47および0.55% Cである。硬化層深さ5mmを達成するため、周波数10 kHzで加熱して温度1000℃に到達後に水スプレーで冷却した。S55C鋼試験片のみ、Fig.18に示すように溝の底から0.8mmの位置に円周割れが発生した。

この実験にはシミュレーションを適用し、その際、Fig.17の斜線の領域を軸対称の有限要素を用いてモデル化した。Fig.19に示すように、溝面に沿って冷却時の温度、マルテンサイト体積分率および半径方向応力の分布を得た。マルテンサイト変態は、Fig.19 (b) に示すように、外表面付近で温度がMs以下になると開始する。一方、393 MPaの引張の最大主応力は、7.7mmの半径位置、すなわち、Fig.19 (c) に示すリング溝の底から0.7mmの点で冷

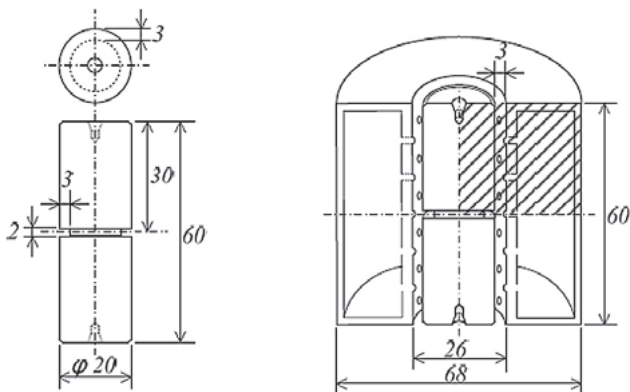


Fig.17 Shape and dimension of cylindrical specimen and heat inductor⁴⁹⁾.

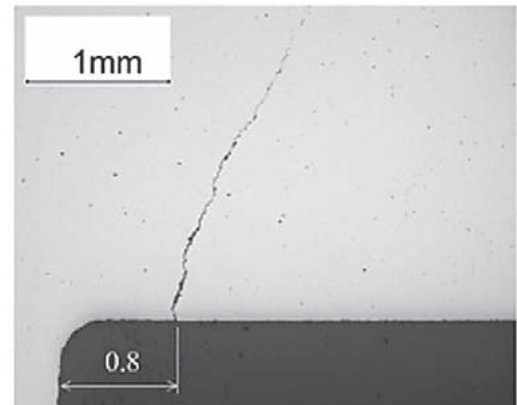


Fig.18 Micrograph of crack in JIS S55C steel specimen⁴⁹⁾.

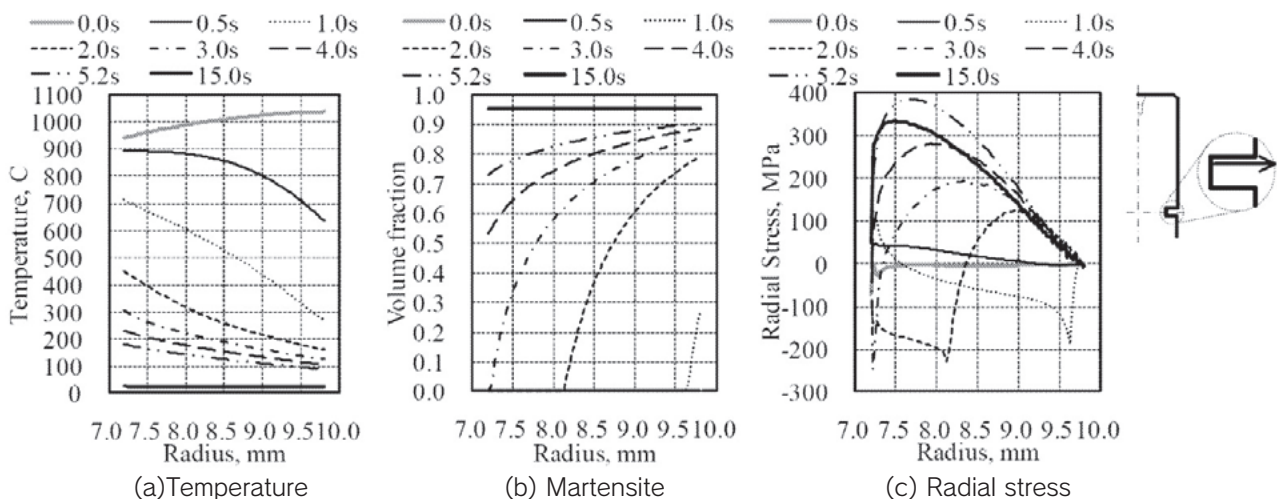
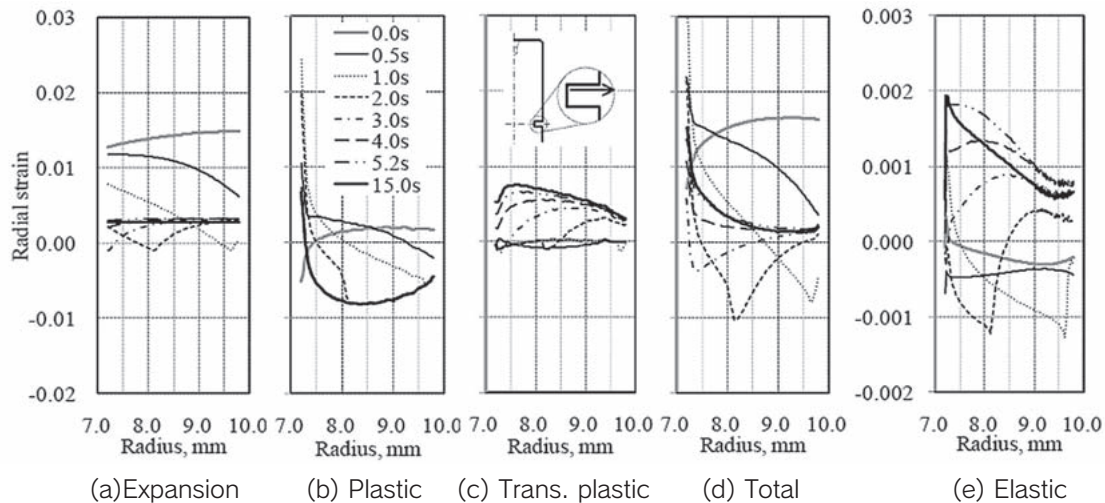


Fig.19 Simulated results along groove surface during cooling⁴⁹⁾.

Fig.20 Simulated radial strains along groove surface during cooling⁴⁹⁾.

却の開始後5.2sに発生する。

上記の位置で引張の最大主応力がピークとなる理由を説明するため、Fig.20に示すように冷却時の溝面に沿う全ひずみとその他のひずみの分布を図示した。膨張ひずみ、すなわち熱および変態の膨張ひずみの和は、Fig.20 (a) に示すように冷却の開始後の外面近くでは熱収縮によって急速に減少する。すなわち、この領域では試験片の中心に向かって収縮しようとするが、内部の領域から抵抗を受けるため、負の塑性ひずみがFig.20 (b) に示すように0.5から3.0sにおいて発生する。

マルテンサイト変態はFig.19 (b) に示すように1.0sから開始し、その後は膨張ひずみがFig.20 (a) に示すようにマルテンサイト相変態域において増加する。また、正の変態塑性ひずみが、Fig.20 (c) に示すようにこの領域の応力の状態に基づいて生成する。一方、全ひずみと弾性ひずみの変化は、それぞれFig.20 (d) と (e) に示すように、上記ひずみの条件下および試験片の形状からの制約の下に発生する。Fig.19 (c) に示す応力分布はFig.20 (e) の弾性ひずみにおおむね対応しているが、他の方向成分からの寄与が含まれる。

4.3 焼割れ発生の評価

シミュレーションが焼割れのメカニズムの解明に寄与することは、上述の事例に示した通りである。一方、Gallina⁵⁰⁾の報告により、鍛造バルブのような実用部品にもこの手法が適用できることが明らかになっている。応力やマイクロ組織の予測については、さらに適切なモデルとデータを使用することでより厳密な結果が得られる可能性がある。次の課題は焼割れの発生をいかに評価するかということになるが、以下ではその現状と問題点について述べる。

焼割れ現象にシミュレーションが適用された結果、マルテンサイト相における引張応力の集中と割れ発生の関連性

が明確となった。しかし、割れがどのような条件で発生するかを定量的に評価するための基準が必要となる。Gallina⁵⁰⁾が提案した評価式では、シミュレーションから得られた最大主応力が鋼の引張強さを超えた場合に割れが生じるということが表現されている。なお、この引張強さの決定においては、焼割れ発生状況におけるミクロ組織を考慮することの必要性が指摘されている。

以上のような、焼割れ発生の評価では、加熱・焼入れで生じるマルテンサイト相の引張強さに関するデータが必要となる。利岡ら³¹⁾は、空冷による焼入れ中での引張試験から鋼の引張強さを求めたが、得られたのは実験とシミュレーションから推定された焼割れ時の応力と比較して大きな値であった。すなわち、この試験では、実際の焼入れ状態で鋼がさらされる状況が忠実に模擬されていないものと考えられる。特に、最近になって指摘された焼入れ中の水素の影響がパラメータとして含まれていない。

一方、鋼の表面粗さについても、すでに述べたように焼割れの発生評価では考慮すべきものと考えられる。式(1)と(2)に示した脆性破壊の評価式にはき裂長さの効果が含まれるが、これを焼割れに対して適用するには、焼入れ中のマルテンサイトに対する破壊靱性値が整備されねばならない。そのためには、水素、不純物元素などの影響を考慮した系統的な実験が必要となる。

焼割れは焼入れ過程で脆化した鋼に生じる破壊であるが、そのマイクロなレベルでの脆化や破壊のメカニズムについては十分な理解が得られていない。一方、焼もどし脆化については、たとえば、蕪木と寺倉⁵¹⁾によって紹介されているように、第一原理計算を用いることでNiの粒界のSによる脆化のメカニズムが調べられている⁵²⁾。

5. おわりに

焼割れに関する研究の目標は、割れ現象の完全な理解とその防止法を見いだすことにある。本稿で述べることができたのは、焼割れの過去の研究成果に対する破壊力学の観点からの整理、そしてシミュレーションを用いた割れ発生評価の可能性についての考察である。以下には、その要点と研究の方向性について列記しておく。

- 焼割れに関する初期の研究からは、その現象が脆性破壊であり、多様な要因によって発生することが明らかになった。
- 現状のシミュレーション技術は、現場での焼割れ発生評価のために利用可能であることが示された。
- 焼割れシミュレーションの機能向上のためには、多様な部品形状と冷却条件を考慮して系統的な検証問題を設定し、それに対する実験とシミュレーションの事例を積み重ねていく必要がある。
- より厳密な焼割れ防止基準の制定には、材料の強度特性データの収集だけでなく、ミクロな現象に対するメカニズムの探求が求められる。

参考文献

- 1) G.E. Totten, C.E. Bates and N.A. Clinton: Handbook of Quenchants and Quenching Technology, ASM International, Materials Park, (1993), 441.
- 2) R.A. Wallis, ASM Handbook 22B: Metals Process Simulation, ASM International, (2010), 547.
- 3) 菊田多利男：鉄鋼学上より見たる日本刀, 日進社, (1933), 324.
- 4) 荻山信行：日本醸造協会誌, 87 (1992), 285.
- 5) 本多光太郎：鉄及び鋼の研究 第1巻, 内田老鶴圃, (1920), 146. (近代デジタルライブラリー <http://kindai.da.ndl.go.jp/>)
- 6) 錦織清治, 磐城恒隆：鉄と鋼, 22 (1936), 786.
- 7) H. Scott: Scientific Papers of the Bureau of Standards, 20 (1925), 399.
- 8) K. Bühler and E. Scheil: Arch. Eisenhutten., 6 (1933), 283.
- 9) 磯村良蔵, 佐藤初吉：日本金属学会誌, 25 (1961), 360.
- 10) E. Heyn, J. Inst. Metal., 12 (1914), 3.
- 11) G. Sachs, Z. Metallkunde, 19 (1927), 352.
- 12) M.C. Udy and M.K. Barnett: Trans. ASM, 38 (1947), 471.
- 13) C. Wells, C.F. Sawyer, I. Broverman and R.F. Mehl: Trans. ASM, 42 (1950), 206.
- 14) R.D. Chapman and W.E. Jominy: Metal Progress, (1953), Sep., 67.
- 15) 本間八郎：鉄と鋼, 48 (1962), 1752.
- 16) 本間八郎：鉄と鋼, 48 (1962), 953.
- 17) T. Kunitake and S. Sugisawa: The Sumitomo Search, 5 (1971), May, 16.
- 18) 阿部 隆, 三瓶哲也, 大鈴弘忠：鉄と鋼, 69 (1983), S641.
- 19) 三木田 嘉男, 河野良明, 中林一朗, 森 年史, 坂巻清司：徳大工学部研究報告, 33 (1988), 39.
- 20) 有本享三：熱処理, 51 (2011), 212.
- 21) 有本享三：熱処理, 51 (2011), 265.
- 22) J.F. Knott: Fundamentals of Fracture Mechanics, 1977, Butterworth and Co., Ltd., London. (宮本博訳：破壊力学の基礎, 1977, 培風館)
- 23) 鈴木信一：熱処理, 31 (1991), 143.
- 24) K. J. Bathe: Finite Element Procedures, 1996, Prentice Hall, New Jersey.
- 25) K. Arimoto, T. Horino, F. Ikuta, C. Jin, S. Tamura, and M. Narazaki: J. of ASTM Int., 3 (2006), Paper ID: JAI14204.
- 26) A.A. Griffith: Phil. Trans. Roy. Soc. Ser. A, 221 (1920), 163.
- 27) H. Muir, B.L. Averbach, and M. Cohen: Trans. ASM, 47 (1955), 380.
- 28) P.G. Winchell and M. Cohen: Trans. ASM, 55 (1962), 347.
- 29) 飯島一昭：日本金属学会誌, 26 (1962), 412.
- 30) 飯島一昭：日本金属学会誌, 29 (1965), 1227.
- 31) 利岡靖継, 深川宗光, 雑賀善規：鉄と鋼, 59 (1973), 308.
- 32) G.Y. Lai, W.E. Wood, R.A. Clark, V.F. Zackay, and E.R. Parker: Metal. Trans., 5 (1974), 1663.
- 33) W.E. Wood: Eng. Fract. Mech., 7 (1975), 219.
- 34) E.R. Parker and V.F. Zackay: Eng. Fract. Mech., 7 (1975), 371.
- 35) 久保雅克, 坂口克己, 三宅卓志：熱処理, 30 (1990), 104.
- 36) 白神哲夫：材料と環境, 60 (2011), 236.
- 37) M. Tada, K. Kikuchi, K. Tomita, and T. Shiraga: ISIJ Inter., 52 (2012), 281.
- 38) X.Y. Liu and C.J. McMahon Jr.: Mater. Sci. Eng. A, 499 (2009), 540.
- 39) W.B. Hillig: J.D. Mackenzie, Ed. Modern Aspects of the Vitreous State, Vol. 2, Butterworth, Washington, 1962, 152.
- 40) 原 守久：精密機械, 31 (1965), 807.

- 41) 奈良崎道治, 淵澤定克, 小河原稔: 熱処理, 33 (1993), 56.
- 42) K. Arimoto, F. Ikuta, T. Horino, S. Tamura, M. Narazaki, and Y. Mikita: 14th Congress of IFHTSE, Shanghai, China, (2004), 486.
- 43) M. Narazaki, M. Kogawara, A. Shirayori and S. Fuchizawa: 18th Heat Treat. Conf., Rosemont, ASM International, (1998), 509.
- 44) 井上達雄, 原口賢一, 木村茂人: 材料, 25 (1976), 521.
- 45) K. Arimoto, G. Li, A. Arvind, and W. T. Wu: Proc. 18th Heat Treat. Conf., ASM International, Rosemont, (1998), 23.
- 46) K. Arimoto, D. Lambert, K. Lee, W.T. Wu, and M. Narazaki: Proc. 19th Heat Treat. Conf., ASM International, Cincinnati, (1999), 435.
- 47) 内田富士夫, 後藤正治, 進藤亮悦, 永田 新: 鑄造工学, 77 (2005), 437.
- 48) 内田富士夫, 後藤正治, 麻生節夫, 進藤亮悦, 永田 新: 鑄造工学, 77 (2005), 696.
- 49) T. Horino, H. Inoue, F. Ikuta, and K. Kawasaki: Proceedings of IDE 2011, Bremen, Germany, 2011, 339.
- 50) D. Gallina: Eng. Failure Anal., 18 (2011), 2250.
- 51) 蕪木英雄, 寺倉清之: 破壊・フラクチャの物理, 2007, 岩波書店.
- 52) 山口正剛: 日本金属学会誌, 72 (2008), 657.