

目 次

第1章 序論	
第1節 本研究の背景と目的	1
第2節 本研究に関連した従来の研究の概要	7
2.1 高周波焼入材の疲労強度に関する研究	7
2.2 疲労強度におよぼす諸因子の影響に関する研究	7
2.2.1 硬さの影響	7
2.2.2 残留応力の影響	8
2.2.3 焼入組織の影響	9
2.2.4 高強度鋼の疲労破壊モード遷移について	10
2.3 高周波焼入特性におよぼす熱処理前組織の影響に関する研究	10
2.4 高周波焼戻しに関する研究	11
2.5 歯車の高強度化技術に関する研究	11
2.5.1 浸炭(窒化)焼入歯車	12
2.5.2 高周波焼入歯車	13
第3節 本研究の概要	14
参考文献	17
第2章 超急速短時間加熱焼入材の基礎的疲労特性	23
第1節 平滑材の疲労特性におよぼす超急速短時間加熱焼入れの影響	23
1.1 緒言	23
1.2 供試材および実験方法	23
1.3 実験結果および考察	26
1.3.1 残留応力分布と硬さ分布におよぼす超急速短時間加熱焼入れ の影響	26
1.3.2 疲労試験結果	28
1.3.3 硬化層深さの増加にともなう疲労強度の上昇と破壊モード遷移 の要因	33
1.4 結言	35

第2節 切欠材の疲労特性におよぼす超急速短時間加熱焼入れの影響	36
2.1 緒言	36
2.2 実験方法	36
2.3 実験結果および考察	40
2.3.1 浅い硬化層を有する切欠材の疲労強度と破壊機構	40
2.3.2 表面硬化層が高疲労強度を有する要因	43
2.3.2.1 切欠底の残留応力値の妥当性	43
2.3.2.2 コンピュータシミュレーションによる残留応力解析	45
2.3.2.3 疲労破壊機構におよぼす圧縮残留応力の影響	50
2.4 結言	52
参考文献	53

第3章 高周波焼入材の静的特性および疲労特性におよぼす熱処理前組織の影響

	55
第1節 高周波焼入材の静的特性におよぼす熱処理前組織の影響	55
1.1 緒言	55
1.2 実験方法	56
1.2.1 供試材	56
1.2.2 T T A (Time-Temperature-Austenitization)線図の作成	57
1.2.3 実機(工業用高周波焼入装置)での高周波焼入試験	58
1.3 実験結果および考察	59
1.3.1 オーステナイト化条件の影響(T T A線図の比較)	59
1.3.2 実機での高周波焼入試験結果	67
1.4 結言	69
第2節 超急速短時間加熱焼入過程におけるセメントタイトの溶解挙動	70
2.1 緒言	70
2.2 実験方法	71
2.2.1 組織観察	71
2.2.2 セメントタイト溶解(分解・固溶)シミュレーション方法	72
2.2.2.1 拡散方程式の無次元化	72

2.2.2.2	界面での濃度と濃度勾配の計算	73
2.2.2.3	グリーン関数を用いた移動界面の時間変化の表式	73
2.2.2.4	表式の積分計算	74
2.2.2.5	炭素の拡散係数	76
2.2.2.6	オーステナイト() - セメントイト平衡(Acm)線の計算	77
2.2.2.7	データの解析方法	79
2.3	実験結果	79
2.3.1	組織観察結果	79
2.3.2	セメントイトの溶解シミュレーション結果	84
2.3.2.1	セメントイト溶解過程のプロフィール	84
2.3.2.2	加熱終了時の温度と加熱時間の関係	85
2.3.2.3	昇温速度と最大溶解セメントイト粒半径の関係	86
2.3.2.4	活性化エネルギーを用いた定式化	87
2.3.2.5	活性化エネルギーの検証	89
2.4	シミュレーション結果と超急速短時間加熱焼入材の組織観察結果の比較	90
2.5	結言	91
第3節	超急速短時間加熱焼入れした球状黒鉛鋳鉄(FCD400, FCD700)の 基礎的疲労特性	92
3.1	緒言	92
3.2	実験方法	92
3.3	実験結果および考察	94
3.3.1	組織・残留応力・硬さ分布におよぼす超急速短時間加熱焼入条件 の影響	94
3.3.2	疲労試験結果	97
3.3.3	疲労破壊機構の考察	99
3.3.3.1	FCD400材の破壊機構	99
3.3.3.2	FCD700材の破壊機構	99
3.3.3.3	FCD400材とFCD700材の超急速短時間加熱焼入材の疲労強度と 破壊機構の比較	100
3.4	結言	102

第4節 超急速短時間加熱焼入れした球状黒鉛鑄鉄(FCD400)の基礎的疲労特性 におよぼす高周波誘導加熱条件の影響	103
4.1 緒言	103
4.2 実験方法	103
4.3 実験結果および考察	105
4.3.1 組織・残留応力・硬さ分布におよぼす超急速短時間加熱焼入れ条件 の影響	105
4.3.2 疲労強度におよぼす超急速短時間加熱焼入れ条件の影響	112
4.3.3 表面き裂の発生, 進展挙動	113
4.3.4 環状マルテンサイト周辺の圧縮残留応力解析	119
4.4 結 言	123
参考文献	124
第4章 高周波焼入れ材の疲労強度におよぼす高周波焼入れの影響	127
1 緒言	127
2 実験方法	128
2.1 供試材と熱処理条件	128
2.2 試験方法	132
2.3 熱処理シミュレーション方法	132
3 実験結果および考察	133
3.1 表面硬化層の性状	133
3.2 シミュレーション結果	135
3.3 疲労強度の比較	137
4 結 言	143
参考文献	144
第5章 超急速短時間加熱焼入れによる歯車の高強度化	145
第1節 超急速短時間加熱焼入れした歯車と各種熱処理歯車との曲げ疲労 強度比較	145
1.1 緒言	145
1.2 実験方法	146

1.2.1	供試材および熱処理方法	146
1.2.2	疲労試験，静的曲げ試験	148
1.3	実験結果	151
1.3.1	硬化パターン，残留応力および硬さ分布	151
1.3.2	歯元曲げ疲労試験結果	154
1.3.3	静的曲げ試験結果	156
1.3.4	疲労破面観察結果	157
1.4	結言	160
第2節	超急速短時間加熱焼入歯車の特性におよぼす熱処理前組織の影響	161
2.1	緒言	161
2.2	実験方法	161
2.3	実験結果および考察	162
2.3.1	超急速短時間加熱オーステナイト化特性	162
2.3.2	超急速短時間加熱焼入れの最適条件の探索および超急速短時間 加熱焼入歯車の静的性質	164
2.3.3	歯元曲げ疲労試験結果	168
2.3.4	オーステナイト化特性と歯車加工性の関係	170
2.4	結言	172
第3節	超急速短時間加熱焼入歯車の疲労強度におよぼす硬化層深さの影響	173
3.1	緒言	173
3.2	実験方法	173
3.3	実験結果	174
3.3.1	硬化パターンおよび残留応力	174
3.3.2	曲げ疲労試験結果	176
3.4	考察	179
3.4.1	疲労強度におよぼす残留応力の影響	179
3.4.2	残留応力の減衰機構	182
3.5	結言	184

第4節 超急速短時間加熱焼入材の面疲労強度	185
4.1 緒言	185
4.2 実験方法	186
4.3 実験結果	188
4.3.1 残留応力および硬さ分布におよぼす超急速短時間加熱焼入れ の影響	188
4.3.2 ローラーピッチング試験での破壊形態	190
4.3.3 ローラーピッチング試験結果	191
4.4 考察	194
4.4.1 内部起点破壊の要因	194
4.4.2 表面起点破壊の要因	197
4.4.2.1 残留応力の影響	197
4.4.2.2 焼戻軟化抵抗性の影響	198
4.4.2.3 ピッチング破壊発生機構	203
4.5 結言	205
参考文献	206
第6章 総括	209
謝 辞	

第 1 章 序 論

第 1 節 本研究の背景と目的

機械を構成する動力伝達機構において、歯車は、ねじ、軸受などと並んで最も多く用いられている機械要素の一つであり、機械の動力伝達の役割を担うために、自動車、船舶、産業機械をはじめ、各種の機械に幅広く用いられている。

特に自動車、建設機械などに用いられる歯車は、トランスミッション等の動力伝達部品として重要な役割を果たしており、高い曲げ疲労強度、歯元衝撃強度、歯面疲労強度が要求される⁽¹⁾⁽²⁾。近年、地球環境保護意識の高まりを背景に、省資源、省エネルギーの重要性に対する認識が以前にも増して大きくなってきている。これにともない、自動車に対する燃費規制や排ガス規制は益々強化される一方であり、かかる規制強化を、動力性能のさらなる向上を図りつつクリアーしていくためには、輸送機関の小型、軽量化に関わる様々な技術課題を解決していく必要がある。

歯車の高強度化のための技術開発もそのひとつであって、従来、その高強度化手法として、浸炭焼入れ、高周波焼入れ、軟窒化、複合熱処理、加工熱処理等の表面処理技術の開発と改良が日々行われてきた⁽³⁾⁻⁽¹⁶⁾。

これらの内、高周波焼入れは、高周波誘導電流を利用した直接加熱による表面硬化法として知られており、機械要素の表面付近に高硬さ、高圧縮残留応力を有する表面層を形成し、さらに、結晶粒微細化が図れる等の特長を有していることから、主に鉄鋼機械部品の耐摩耗性、耐疲労性、強靱性の向上に幅広く利用されている。歯車の表面硬化法としても用いられているが⁽¹⁷⁾、どちらかといえば直径が数100～数1000mmの中・大型歯車、例えば建設機械用の旋回輪、船舶用の駆動用歯車の強化策と用いられている⁽¹⁸⁾⁻⁽²¹⁾。

しかし、前述の自動車などのトランスミッションなどに使用されるモジュールの小さな歯車に対して、従来の秒単位の高周波加熱焼入れを適用した場合、歯全体が加熱・硬化され、その結果、小型歯車に対する表面硬さと金属組織、歯車強度（歯元曲げ疲労、歯面疲労、衝撃疲労）、低変形の要求に十分応えることができなかったことから、モジュールの小さな歯車には、主に浸炭焼入れが表面硬化法として適用されてきた。

そのため、30年以上も前から行われてきた高周波焼入れの小型歯車への適用技術開発

第1章

は一時停滞し、引続き、浸炭焼入れと同等の歯車の輪郭に沿った焼入れ技術の確立を目指して、加熱コイルや電力を変えて予備加熱と本加熱を行う方法や、1つのコイルに異なる周波数を交互に流す方法などが地道に研究継続されてきたが、浸炭焼入れ歯車を上回るような低変形、高強度化が実現できず、実用化には至らなかった⁽²²⁾⁻⁽³¹⁾。

一方、浸炭焼入れも、歯車強化方法として必ずしも順調に発展したわけでは無く、通常のガス浸炭を例にとると、生産性の面で、処理時間が長いこと、大量生産には向かないこと、材質の面で、浸炭異常層が存在すること、残留量が多いこと、高温長時間加熱ゆえ変形が大きいことなどの基本的課題があり、種々の対策が講じられているものの、継続して存在している。

このような状況と、高周波焼入れ装置や技術が、発振器のトランジスタ化に代表されるように大きく進歩したこともあり、近年、小型歯車への高周波焼入れ技術の適用に対する期待、すなわち、歯元疲労強度や曲げ強度、歯面強度の向上、低変形化、短いタクトタイムによる生産工程のフレキシブル化、インライン化の容易さなどへの期待が再燃し、国内外において、関連する研究開発が、再度、活発化してきた。

そして、近年、電子技術の急激な発展により制御技術や装置がさらに進歩したことにより、500～1000kWの大型の高周波誘導加熱発振器の高出力を μs （マイクロ秒）の超短時間で高精度制御する技術が実用化され、これを用いることにより、1s以内の超急速短時間加熱焼入れ（SRIQ：Super Rapid Induction heating and Quenching）が可能となり、硬化層深さを極めて高精度にコントロールできることにより、小型歯車を歯形に沿って輪郭焼入れすることが可能になった⁽³²⁾⁽³³⁾。

図1-1にSRIQの試験焼入れ設備、図1-2はSRIQシステムの模式図、図1-3はSRIQを用いた歯車での熱処理工程を示す。工程は予熱、放冷、本加熱、冷却で進み、本加熱時の加熱時間が1s以内という超急速短時間加熱がSRIQの特徴である。図1-4は従来の高周波焼入れとSRIQの違いを表した模式図で、加熱時間が1s以内、電力密度が $2\text{kW}/\text{cm}^2$ 以上加熱条件をSRIQと定義している。



Fig.1-1 Induction heating equipment for SRIQ

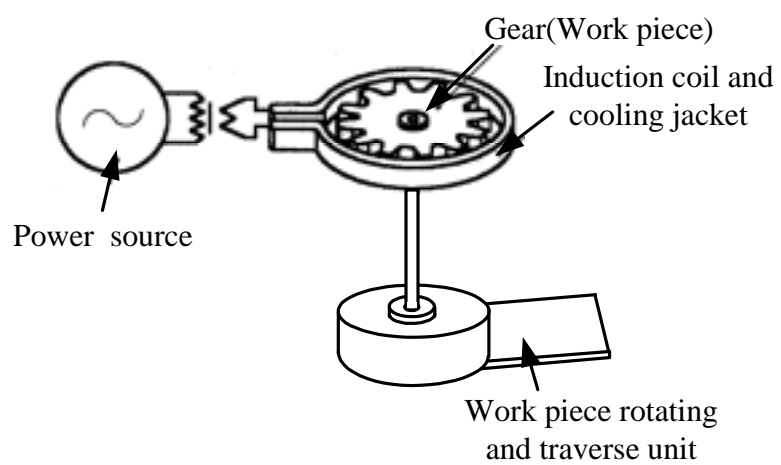


Fig.1-2 Schematic figure of SRIQ system

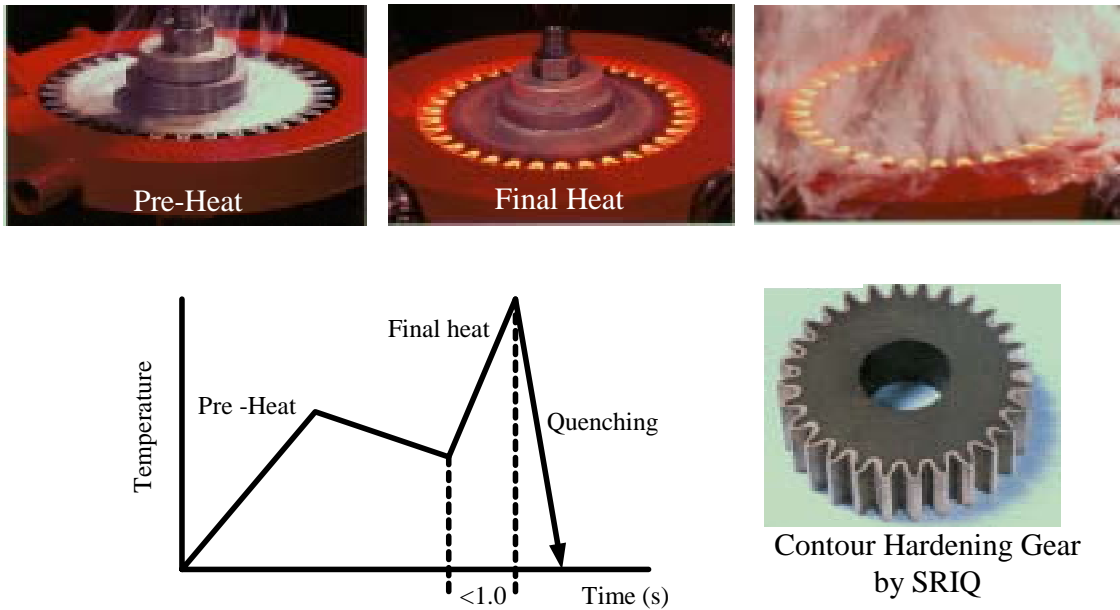


Fig.1-3 Schematic figure of SRIQ process

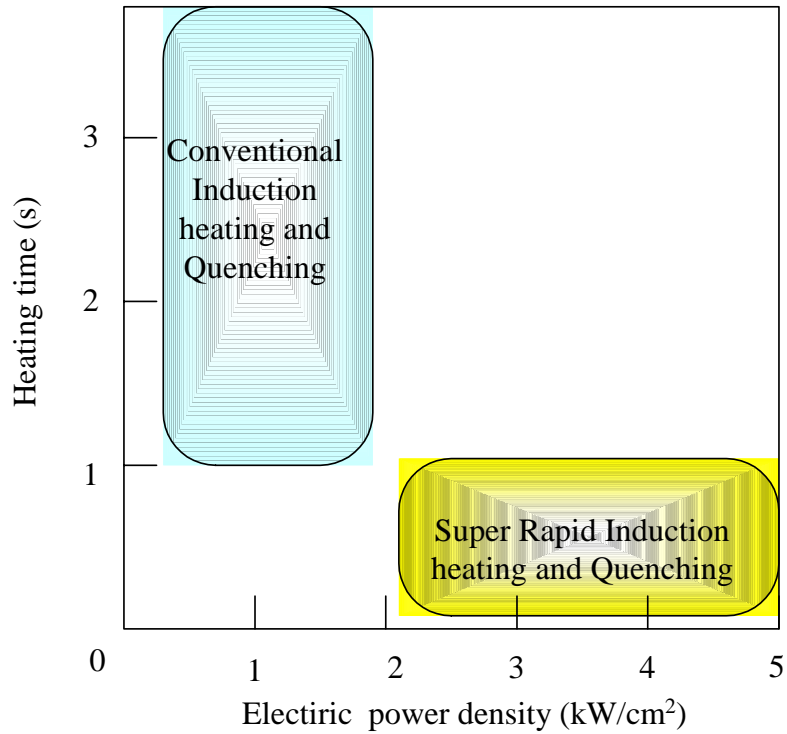


Fig.1-4 Difference between Super Rapid Induction heating and Quenching (SRIQ) and Conventional induction heating and quenching

このような経緯ら，小型歯車を対象とした場合，通常の秒単位加熱の高周波焼入れでも研究例は少なく，報告されているのは硬さ分布，組織，残留応力，変形などの静的性質が主体で，歯車としての実用的に要求される疲労強度や曲げ強度，歯面のピッチング疲労強度などの動的性質に関する研究は数少ない．

したがって，近年開発された高周波誘導加熱装置や熱処理技術を用いたSRIQによる歯車の輪郭焼入れに関する研究例は皆無であった．

本研究は，このように，従来の高周波焼入れに比べ超急速短時間加熱焼入れされる効果により得られる高疲労強度の創成に着目してなされたもので，SRIQによってもたらされる高硬さ，高圧縮残留応力，微細結晶粒が鋼材の高強度化におよぼす影響をその機構を併せて明らかにすること，およびこの技術を用いて輪郭焼入れされた歯車の実用歯車での特徴すなわち疲労強度向上への効果を明らかにすることを目的として行われたものである．

このため，本研究の第 1 の目的は，超急速短時間加熱焼入鋼材の疲労特性について，超急速短時間加熱によって得られる極めて高い圧縮残留応力の生成機構の解明とその疲労き裂の発生，進展機構への影響を評価し，SRIQによる部材の高強度化機構を解明することにある．

また，第 2 の目的は，超急速短時間加熱過程でのオーステナイト（ ）化機構に着目し，高周波焼入れ前の素材組織と超急速短時間加熱時の昇温速度と焼入組織の関係から，SRIQ材の特長である高疲労強度を引き出しうる素材の前組織，素材成分の指針を明確にすることにある．

第 3 の目的は，従来，高周波焼入れ技術の開発，発展過程で，ほとんど検討，研究が行われなかった小型歯車を対象にして，SRIQ歯車の硬化層の形態，硬さ分布，残留応力分布，微視組織と疲労強度の関係について一つ一つ解明を試み，従来の熱処理，表面改質方法で処理した歯車と比較しながら，実用上要求される歯元曲げ疲労強度，歯面疲労強度に関する研究を行い，この新技术で創成された表面改質部品が，歯車などの機械構造部品としての高強度化と信頼性向上をどこまでなしえるのかを明らかにすることにある．

上記の目標を達成できれば，SRIQによる強度向上機構が明らかになり，実用的な高強度化熱処理方法としての技術確立がなされるものと考えられる．

第1章

さらに、SRIQによる歯車の高強度化、低変形化が可能になれば、自動車の高性能化、軽量化、インライン化による生産性向上、また、高周波焼入れの特徴であるW-ECO (Economical & Ecological)の発展にも寄与できるものと考えられる⁽³⁴⁾。

第 2 節 本研究に関連した従来の研究の概要

2.1 高周波焼入材の疲労強度に関する研究

前述のように、高周波焼入れは主として機械部品の耐摩耗、疲労強度を高める目的で実施されて、中村が系統的な研究を行っており⁽³⁵⁾、高周波焼入れによる疲労強度の増大は、材質的改善のみならず、表面に生じる圧縮残留応力の効果であるという極めて重大な点を指摘するなどいくつかの有益な知見が得られている。さらに国尾、清水、山田らは高周波焼入材の顕微鏡組織観察により、各種金属組織の果たす役割とそれらの疲労強度に対する寄与と、組織との関係において巨視的圧縮残留応力の効果を明らかにするなど、高周波焼入れによる高疲労強度化に関する基礎的研究を行っている⁽³⁶⁾⁻⁽⁴¹⁾。

2.2 疲労強度におよぼす諸因子の影響に関する研究

2.2.1 硬さの影響

一般に金属材料の疲労破壊過程は、材料の自由表面での疲労き裂の発生、進展および、最終破断の段階に分けて説明されることが多い⁽⁴¹⁾⁻⁽⁴⁶⁾。疲労現象における初期き裂は、繰返し負荷によって、せん断応力の最も高い、主応力面とおよそ45度の傾きをなす傾斜面で発生し、その後進展方向を変え、主応力面に沿って進展する。この初期き裂形成過程をstage 1 と呼ぶ。またその初期き裂より主応力面に沿って進展する過程をstage 2 と呼ぶ。そして、特に破断直前の不安定破壊現象をstage 3 と呼ぶ。上述のように延性金属表面の初期き裂形成を支配する要因は材料表面に生じる微視的なすべり変形であることが知られているので、すべりを生じにくくさせることが疲労破壊を抑制するための1つの手段であると考えられている。金属材料のすべり変形は塑性変形によって生じるものであるため、疲労強度を向上させるためには、引張強さや硬さなどの静的強度を高める必要がある。また、圧縮残留応力の存在も、き裂の発生および進展を抑制するための有効な因子として知られている。そのため、材料の静的強度の向上や圧縮残留応力の付与による高疲労強度化を目的にした表面熱処理技術が数多く開発されている⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁷⁾。

この金属の静的性質の中でも、特にすべり現象の開始と関連する降伏応力が疲労限度と最も密接な関係があると考えられるが、実際には降伏応力よりも硬さと良好な相関性を有することが知られており、以下の関係式1-(1)が示されている⁽⁴⁷⁾⁽⁴⁸⁾。

$$w = 1.6HV \quad (1-1)$$

第1章

しかしながら、この式は $HV > 400$ の材料では相関が認められず、疲労限度が頭打ち状態になることが知られている⁽⁴⁹⁾⁻⁽⁵²⁾。これは硬さが高くなると材料の切欠感受性が高まることにより、材料中の非金属介在物（介在物と略す）などの欠陥が悪影響を顕在化させるためと考えられている。この介在物はマトリックスと比較して、通常、弾性係数が高く、硬さも高いため、繰返し応力負荷中にマトリックスから脱落し、この脱落部に応力集中が起き、それがき裂の発生の原因となる⁽⁵³⁾。近年、村上らは材料における欠陥、微小き裂および介在物に対して破壊力学的手法を用い、これらの欠陥を微小き裂としてとらえることで統一的に解釈できることを示している⁽⁵⁴⁾⁻⁽⁵⁶⁾。

また、高周波焼入れにより発生する圧縮残留応力によって、この介在物のはく離が抑制され、疲労強度が向上することも明らかになっている⁽⁵⁷⁾。

2.2.2 残留応力の影響

高周波焼入れや浸炭焼入れ等などの表面改質にとって、残留応力は、部材強度を左右する極めて重要な因子であり、その疲労強度におよぼす影響に関しては数多くの報告がなされている⁽³⁵⁾⁽⁵⁸⁾。この残留応力は内部応力と考えることができ、応力の負荷形式としては平均応力としてとらえることが多かった。しかし、破壊力学を利用した最近の研究においては、き裂の先端場での挙動解析により、巨視的き裂における残留応力の真の影響としては、き裂先端での開口点を変化させていることにあるとする考え方が支配的になってきている。たとえば、残留応力は、 K_{cop} を考慮した K_{eff} に影響するという報告がなされている⁽⁵⁹⁾。これらの報告では残留応力が疲労き裂の進展に大きな影響をおよぼしており、 K_{th} や微小き裂の臨界値との関係から、き裂の停留に大きな影響をおよぼしているとする報告もある⁽⁶⁰⁾。

しかし、この残留応力が外部の繰返し負荷応力により再分布することが報告されている⁽⁶¹⁾⁻⁽⁶⁸⁾。三角らによれば、高周波表面焼入れした試験片の回転曲げ試験片の残留応力減衰は確率分布的に整理できるとしている⁽⁶²⁾。早山⁽⁶³⁾、小峰⁽⁶⁵⁾らは、高周波表面焼入れ材の回転曲げ疲労強度は硬化層深さ比（硬化層深さ / 半径）が0.12と浅い場合には残留応力の減衰が大きく認められ、同深さ比が大きな場合には、残留応力の減衰が認められないとしている。また古川らは、芯部硬さが高い方が残留応力の減衰が少なくなるとしている⁽⁶⁷⁾。米谷らは、繰返し負荷中の残留応力減衰は、繰返し負荷の大きさよりむしろ繰返し回数に依存し、 10^5 回の繰返しで残留応力の変化はほとんど終了していると報告している⁽⁶⁸⁾。

このように、残留応力減衰については、負荷応力、硬さ分布といった材料強度等が影響していると考えられるが、一般には、残留応力が減衰するか否かは負荷応力と残留応力を合計した応力値が疲労弾性限を超える否かに依存していることが多い⁽⁶⁹⁾。なお、疲労弾性限と静的な弾性限は異なるが、これに関する報告は乏しい⁽⁷⁰⁾。したがって降伏応力を疲労弾性限と見なして考えると、負荷応力と残留応力の和が降伏応力を超える場合、残留応力が再分布され、減衰することが多い。しかし、このときの減衰率は負荷応力、断面の強度分布等により異なるので、解析は容易でなく、部材の強度設計のためには重要な課題と考えられる。

ところで、高周波焼入れの最大の利点は応力集中を有する部材の疲労強度向上に対する寄与が大きいことにある。この場合、表面圧縮残留応力によりき裂発生に対する疲労限度 w_1 と破断寿命に対する疲労限度 w_2 の差が一般に増大するという特徴がある。特に切欠試験片の場合にはこの w_2 の上昇が著しいとされている⁽³⁵⁾。すなわち、圧縮残留応力はき裂発生寿命よりむしろき裂進展寿命の向上に寄与する部分が大きく、いわゆるゆるい切欠試験片におけるように疲労寿命の大部分がき裂発生に費される場合には、疲労限度の上昇に寄与する残留応力の効果は少ないとされているが、一方、き裂進展寿命が全体の寿命を支配するとされる切欠材においては、圧縮残留応力の疲労強度向上に対する大きな寄与が期待できる。したがって、本研究で対象とした歯車では、歯元が応力集中係数を持つ切欠に相当することから、表面層への圧縮残留応力の付与が疲労強度の向上に大きな効果をおよぼすことが期待される。

2.2.3 焼入組織の影響

高周波焼入れは短時間の加熱過程で鋼の組織を 化するために、焼入組織の性状は、後述のように熱処理前組織の影響を受けやすく、例えば、前組織にフェライトが多い組織の場合には、短時間加熱では均一な 化が困難なため、焼入後、炭素濃度の異なるマルテンサイト組織や未溶解のフェライトが存在する場合がある⁽⁷¹⁾。

このように高周波焼入れ後に未溶解フェライトが存在すれば、局所的な軟質組織の存在により部材全体の疲労強度が支配され、平均硬さから期待される疲労強度が得られないことがある。山田らは、未溶解フェライトが残存するS15C鋼の高周波焼入れ材について、疲労過程での表面観察を行い、まず、フェライト中にすべり帯が発生し、それらがき裂となって成長し、破断に至ることを明らかにしている⁽⁷²⁾。また、中村らも炭素量が0.41%の炭素鋼

第 1 章

について高周波加熱時の加熱時間を変化させ未溶解フェライトの量を変えた試験片の曲げ疲労試験を行い、未溶解フェライト量が多くなるほど、疲労強度が低くなることを明らかにしている⁽⁷³⁾。

2.2.4 高強度鋼の疲労破壊モード遷移について

従来から、高強度鋼における破壊モード遷移は、表面破壊型寿命とFish-eye型破壊の寿命線の交差が長寿命域において起きることが原因であるとされてきた⁽⁷⁴⁾。しかしながら、表面型き裂とFish-eye型き裂の応力拡大係数の相違や応力勾配などに代表される金属疲労過程に不変である力学条件からはこのような寿命線の交差は説明が難しい。なぜなら応力勾配が存在するときには表面型破壊が優先されるためである。したがって、力学的条件以外に疲労破壊モードを支配する欠陥分布、表面状態などの影響を考えなければならない。

ところで、これまで停留き裂が認められないとされてきた高強度鋼においても極微視的には表面型停留き裂が存在し、かつ、このき裂の停留機構としてき裂が酸化雰囲気中で開口したことによる酸化物誘起開口に起因するとした報告がされている⁽⁷⁵⁾⁽⁷⁶⁾。このような高強度鋼における停留き裂の存在に基づく表面型破壊の疲労限度が、疲労破壊モード遷移を生じさせる表面型破壊抑制機構の本質であると考えられる。すなわち、表面型破壊の疲労限度以上の高応力域では力学的条件に支配されて表面型破壊が起こり、一方、それ以下の応力ではき裂の停留をもたらす表面型破壊抑制機構が優位に働き表面型破壊は生じず、長寿命域に存在するFish-eye型破壊の寿命線に至り破壊が生じると考えられる。

しかし、ほぼ同様の疲労破壊モード遷移が生じる表面硬化材については、この遷移条件が未だ明確にされていない。そこで、本研究ではこの点に焦点を当て、超急速短時間加熱焼入 (SRIQ) 材の疲労破壊モード遷移機構およびその遷移条件を明らかにすることを目的とした。

2.3 高周波焼入特性におよぼす熱処理前組織の影響に関する研究

高周波焼入れは、急速短時間 化焼入れゆえに、加熱時間 (速度)、熱処理前組織が化過程に大きく影響することが報告されている⁽⁷⁷⁾⁻⁽⁸⁸⁾。例えば、急速加熱時の変態点に関する報告では、特にAc₃変態点は昇温速度の上昇とともに上昇することが報告されている。Orlichは加熱温度が変態点におよぼす影響を組織と 結晶粒度、硬さの観点からまとめ、これらの関係をTTA (Time-Temperature-Austenitization) 線図として表している⁽⁷⁸⁾。川崎

らは同TTA線図に硬さと結晶粒度を入れ、上限線（結晶粒度が8より粗大化しない条件）などを設定し、高周波加熱時の最適 化条件を明示している⁽⁸⁸⁾。

急速短時間加熱焼入材の特長である高圧縮残留応力、微細結晶粒を活かすため、母相を完全に 化するには、相変態や炭化物の分解・固溶（以下では、分解+固溶を溶解と表現）・拡散を予測することが重要となる。本研究では、さらに短い1s以内の超急速短時間加熱を取り扱うため、その 化焼入過程での炭化物の溶解挙動について、基礎的にも実用的にもより詳細なミクロ組織観察やシミュレーションを含む解析が必要と考えて実験検討を行った。

2.4 高周波焼戻しに関する研究

誘導加熱を用いた全体加熱焼入焼戻しは、すでに、プレストレストコンクリート用のPC鋼棒、冷間成形用ばね鋼線の製造に実用化されているが⁽⁸⁹⁾⁻⁽⁹⁴⁾、この急速短時間加熱焼入焼戻材の金属組織や機械的性質については、川寄が通常の炉加熱焼入炉焼戻材と比較しながら系統的に研究しており、誘導加熱焼入れによって得られる微細結晶粒と、誘導加熱焼戻しによって得られる炭化物の微細分散析出と残留 の分解遅延により、低温焼戻脆性域での脆化傾向が軽減でき、冷間成型用ばね鋼の高強度高靱性化が図れることを明らかにしている⁽⁹⁵⁾。

一方、耐摩耗性、耐疲労性、靱性確保を目的に実施される表面焼入材の低温（300 以下程度）での誘導焼戻しについては、インライン化を目的に実用化されているものの、あまり学術的には研究はされておらず、硬さなどの静的性質と誘導加熱焼戻装置、コストメリットなどが紹介されているのみである⁽⁹⁶⁾⁻⁽¹⁰⁰⁾。

2.5 歯車の高強度化技術に関する研究

前述のように機械を構成する動力伝達機構において、歯車は重要な役割を果たしており、高い歯元曲げ疲労強度、歯元衝撃強度、歯面疲労強度が要求され、その高強度化が大きな技術課題である。そのような背景の中、歯車の高強度化手法として、浸炭焼入れ、高周波焼入れ、軟窒化、複合熱処理、加工熱処理等の技術開発が行われてきている。

このような表面硬化歯車の曲げ疲労強度に関する研究においては、Niemann⁽¹⁰¹⁾やDudley⁽¹⁰²⁾は、種々の材質、表面熱処理の組み合わせに関して実用的なデータを供しており、また、会田⁽¹⁰³⁾⁻⁽¹⁰⁸⁾、早山⁽¹⁰⁹⁾は、広範囲な歯車に対して、歯車の曲げ疲労試験を行い、残

第1章

留応力，硬さの影響など基本的な問題に対する検討を行っている．以下，各種表面熱処理の疲労強度に関する研究例を述べる．

2.5.1 浸炭（窒化）焼入歯車

浸炭焼入れは自動車などの小型歯車に最も多く用いられている表面硬化法であり，その高強度化に関する研究も数多く報告されている．浸炭焼入歯車の疲労強度に影響を与える要因としては，表面炭素量，浸炭深さ，残留応力，焼入組織，結晶粒度，粒界酸化，浸炭異常層，残留 などである．

会田は⁽¹⁰⁴⁾，曲げ疲労強度は浸炭焼入時に発生する歯元隅肉部の残留応力の大きさによって決まるとしており，そのための最適硬化パターンがあるとしているが，積極的に圧縮残留応力を付与するための方策として，ショットピーニングが適用されている．会田は，浸炭焼入れした歯車をショットピーニング処理することによって，疲労強度は約50%向上することを報告している⁽¹⁰⁶⁾．また，近年，アークハイトが0.6mA以上のハードショットピーニングやダブルショットピーニング，微粒子によるWPC（Wide Peening and Cleaning）技術の開発がなされている⁽¹⁰⁹⁾⁻⁽¹¹⁴⁾．

鋼材側においては，曲げ疲労強度に関して，疲労き裂の発生を抑制するという観点から，起点となる粒界酸化の発生を抑制するために，酸素との親和力の強い元素であるSi，Mn，Crを低減させることが効果的である，などの報告がなされている⁽¹¹⁵⁾⁻⁽¹¹⁷⁾．

また，熱処理工法面では，真空浸炭は，浸炭ガス中にO₂やH₂Oを含まないことから，粒界酸化を生じさせない工法として注目されており⁽¹¹⁸⁾⁽¹¹⁹⁾，西山らは，回転曲げ疲労試験において，真空浸炭焼入れが大幅に疲労強度を向上させることを報告しており⁽¹²⁰⁾，実用化も進んでいる．

次に，歯面疲労におけるピッチング寿命は，硬さの上昇とともに向上するが，これは，硬さが高い方が材料のせん断降伏強度が高く，接触点下のクラックを生じにくくするためであると言われている⁽¹²¹⁾⁻⁽¹²⁶⁾．一方，圧縮残留応力はピッチング寿命に対して，ほとんど効果がないという報告もあるが⁽¹²⁷⁾，一般には，効果の程度は様々であるものの，疲労強度の改善に有効に作用すると考えられており⁽¹²⁸⁾⁻⁽¹³¹⁾，これは，圧縮残留応力により，初期き裂の発生を抑制するためと考えられている．

残留 の影響については有益説と有害説という逆の立場の説があり，現在明確な定説はない⁽¹³²⁾．これは，残留 の量，分布状態，存在形態が複雑に試験条件と絡み合っているためであると考えられる．

また、歯車同士の接触歯面は、潤滑下においても、高温（200～300℃）まで昇温していることが報告されており⁽¹³³⁾、そのために高温下の硬さとピッチング寿命との間には相関関係があるとされている⁽¹³⁴⁾。そこで、高温焼戻軟化抵抗を高める材料、熱処理工法の開発が行われており、例えば、Si、Cr等の合金元素成分の増量⁽¹³⁵⁾⁽¹³⁶⁾や浸炭窒化⁽¹³⁷⁾⁻⁽¹³⁹⁾により、焼戻時に窒素化合物が析出強化するため、表面硬化部の焼戻軟化抵抗を上げ、ピッチング寿命を向上させることが可能であることが明らかにされている。

2.5.2 高周波焼入歯車

高周波焼入歯車の研究においては、これまで、前述の浸炭焼入歯車におけるような体系的な研究は行われておらず、主に、熱処理工法などの技術解説にとどまる報告が多い⁽¹⁴⁰⁾。

歯車の高周波焼入方法は、大きく 全歯一発焼入れ、一歯全体一発焼入れ、歯底移動焼入れ、歯山移動焼入れに分類される。いずれの方法を採用するかは、被焼入歯車の要求品質、大きさ、モジュールなどの仕様と焼入装置の容量、周波数の関係によって決定されるが、歯元疲労強度向上を図るには、歯元まで硬化する方法が有効とされている。歯元においては、歯底と歯先が均一に温度上昇するモジュールと周波数の関係が⁽¹⁴¹⁾により示されているが、小モジュール歯車の場合、従来の秒単位の高周波加熱では、適正な周波数で焼入れを行っても、熱伝達により歯先まで全硬化されてしまい、要求強度を満足することは困難であった。そのために、歯型に沿った高周波輪郭焼入れが必要となり、前述したように、30年以上前から2周波加熱や超急速加熱などの研究がなされてきたが、従来の高周波誘導加熱設備や技術では実用化には至らなかった。

一方、高周波焼入歯車の曲げ疲労強度に関する研究としては、早山⁽¹⁰⁸⁾により前述の図2.5.1で示した高周波焼入歯車の曲げ疲労強度に対する残留応力の影響として、平均応力の影響との相関性について検討した結果、繰返し応力のもとで、残留応力の減衰を考慮すれば、両者は等価として扱えることを明らかにしている。しかし、その後、高周波焼入歯車の疲労強度に関する研究、特に高強度化に関する研究はほとんどなされていない。

また、同様に、高周波焼入材の歯面疲労強度に関する研究も数少なく^{(134),(142)-(144)}、藤田が高周波焼入れしたS45C鋼の面圧強度と硬化層深さの関係について求めているだけであるが⁽¹⁴²⁾、近年、著者らも参加した研究の中で、炭素鋼にSiを添加して焼戻軟化抵抗を向上させることにより、SRIQ材の面疲労強度が向上できることが明らかにされている⁽¹⁴⁴⁾。

第1章

第3節 本研究の概要

本論文は、超急速短時間加熱を用いて高周波焼入れを施した部材の組織、硬さ、残留応力と疲労強度を主体とする機械的性質に関する研究結果と、超急速短時間加熱焼入れ（SRIQ）の適用による小型歯車の強度向上効果について述べたものである。図1 - 5に各章の研究の流れを示す。

第1章では、本研究の目的と由来および本研究に関連する従来の研究を概説しながら本研究の特徴を記した。

第2章では、超急速短時間加熱焼入（SRIQ）材の疲労特性を明らかにするために、S45C鋼を供試材として、種々の硬化層深さ、切欠形状を有する試験片に関する回転曲げ疲労特性を評価した。その結果、SRIQ材には、表面に極めて高い圧縮残留応力が生成されるが、平滑材では、疲労試験において、硬化層と素地部の境界内部で破壊するために、表面硬化部の高い硬さ、圧縮残留応力に見合う疲労強度が得られないものの、一方、歯車のような切欠を有した試験片においては、表面に -2000MPa を超える高い圧縮残留応力が生じられ、その結果、極めて高い疲労強度が得られることを明らかにした。

第3章では、高周波焼入特性におよぼす熱処理前組織の影響を明らかにするために、まず、S45C鋼を供試材として、種々の熱処理前組織を有する試験片に対して、加熱温度、昇温速度を変えた高周波焼入れを施した場合について、硬さ、微視組織を観察した結果、熱処理前組織にフェライトが多い場合やセメントライトが球状化している場合には、急速短時間加熱では均一化が困難であることを明らかにした。次に、このような（超）急速短時間加熱過程での相変態や炭化物の分解・固溶・拡散挙動を予測するため、シミュレーションおよびSRIQ材の組織観察を行い、解析した結果、シミュレーションにより、昇温速度とセメントライトの最大溶解粒径の関係を定式化できることを明らかにした。

また、鋳鉄でのSRIQ材の熱処理前組織の影響を明らかにするために、球状黒鉛鋳鉄（パーライト地のFCD700材とフェライト地のFCD400材）を供試材として、昇温速度を変えたSRIQを施し、回転曲げ疲労特性を評価した。その結果、焼入れ後、未溶解のフェライトが多く残るFCD400材と均一なマルテンサイトが得られるFCD700材が同等の疲労強度を有することが明らかになった。FCD400材が高い曲げ疲労強度を有する理由は、焼入れによって球状黒鉛周りに生成される環状マルテンサイトが、弱部である黒鉛からのき裂発生、進展を抑制するためであることを明らかにした。

第 4 章では、SRIQ 後、高周波焼戻しした場合の鋼の疲労特性を明らかにするために、S45C 鋼を供試材として、炉加熱焼戻しと種々の熱サイクルで高周波誘導加熱焼戻しした試験片の回転曲げ疲労特性を評価した。その結果、高周波誘導加熱焼戻しにおいて、硬化層内が均一に焼戻しされる周波数、熱処理サイクルを選定すれば、炉加熱焼戻材と同等以上の疲労強度が得られることを明らかにした。

第 5 章では、SRIQ により輪郭焼入れした歯車に実用上要求される曲げ疲労特性、歯面疲労特性を、S45C 鋼、S53C 鋼を供試材として、従来の高周波焼入れ、浸炭焼入れした歯車と比較しながら評価した。その結果、歯元曲げ疲労強度に関して、SRIQ 歯車では歯元に生起する極めて高い圧縮残留応力により、他の熱処理歯車に比較して高い疲労強度を示すことを明らかにした。また、SRIQ 歯車には、高い疲労強度が得られる最適な硬化層深さが存在することを明らかにした。その機構は、() 硬化層が浅い場合、初期の圧縮残留応力は高いが、繰返し負荷中の残留応力減衰が大きくなり、初期の残留応力に見合った高い疲労強度が得られない() 硬化層が深すぎると初期の残留応力が低くなり、高い疲労強度が得られない。() 高疲労強度を得るための最適な硬化層深さは、初期の残留応力が高く、繰返し負荷中に、硬化層内部の塑性変形がより少ない場合として決定される。

さらに、(歯) 面疲労特性においては、SRIQ 試験片のピッチング破壊形態は表面破壊と内部破壊の 2 つに分類される。表面破壊の場合には、その面疲労寿命は SRIQ 後の圧縮残留応力、硬さの影響を受け、その値が高い方が疲労寿命は長くなる。一方、内部破壊の場合には、断面硬さ分布の影響を受け、硬化層が浅い場合には、内部で材料強度以上のせん断応力が作用するため、内部破壊が発生することを明らかにした。

第 6 章では、研究結果を総括した。

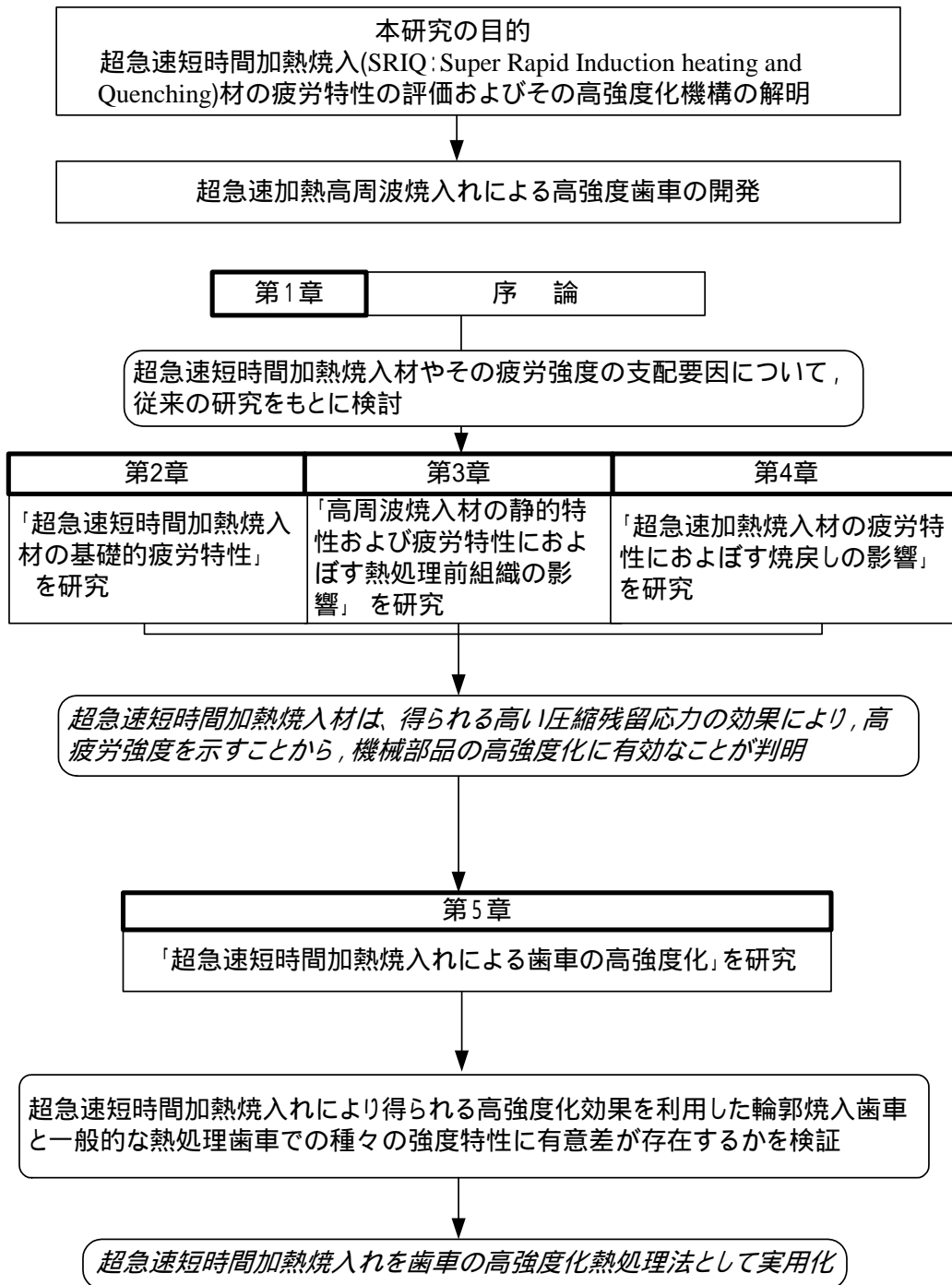


Fig.1-5 Flow chart of each research

参考文献

- (1) 仙波正荘：「歯車第 4 巻」，(1983)，8，日刊工業新聞社刊。
- (2) 和栗明：「歯車の設計・製作とその耐久力」，(1982)，108，養賢堂刊。
- (3) 梅垣俊造：熱処理，38-5，(1998)，283-288。
- (4) 西田和彦：熱処理，35-6，(1995)，312-317。
- (5) 並木邦夫：熱処理，28-4，(1988)，227-232。
- (6) 鮎谷清司：機械設計，22-1-4，(1978)，33-40。
- (7) 蟹澤秀雄，越智達朗，子安善郎：新日鉄技報，354，(1994)，43-47。
- (8) 鮎谷清司：機械設計，22-1-4，(1978)，33-40。
- (9) 岡田義夫：電気製鋼，63-1，(1992)，41-49。
- (10) 八木辰夫：特殊鋼，34-7，(1985)，42-49。
- (11) 内藤武志，花井圭介：精密機械，46-10，(1980)，49-53。
- (12) 久保愛三：特殊鋼，34-7，(1985)，8-11。
- (13) 内藤武志，花井圭介：精密機械，46-10，(1980)，49-53。
- (14) 浜坂直治：特殊鋼，44-3，(1995)，13-15。
- (15) Y. Misaka, Y. Kiyosawa, K. Kawasaki, T. Yamazaki and W. O. Silverthorne :
SAE TECHNICAL PAPER SERIES, 970971, (1997)。
- (16) 川寄一博，三阪佳孝，清澤裕，山崎隆雄：熱処理，39-5，(1999)，257-263。
- (17) 川寄一博：熱処理，37-3，(1997)，133-141。
- (18) 大塚正哉，吉成尚文，笹勇：日本熱処理技術協会第10回学術講演大会予稿集(1980)，
25-26。
- (19) 松原洋一：熱処理，22-5，(1982)，275-281。
- (20) 内藤秋夫：特殊鋼，34-7，(1985)，56-58。
- (21) 土方利夫，水馬克久：高周波熱錬(株)社内資料，(1956)。
- (22) 星秀夫：金属臨時増刊号，(1985)，41。
- (23) G.D.Pfaffmann：Materials Science Forum 102-104，(1992)，345-364。
- (24) W.Schwenk：Werkstattstechnik，80，(1990)，609-610。
- (25) G.A.Oskley：Heat Treatment of Metals，(1990)，99-101。
- (26) 松原洋一：金属臨時増刊号，(1989)，11-15。

第 1 章

- (27) DALE F.MELLON : Industrial Heating , 55-7 , (1988) , 15-17 .
- (28) Madhu S.Chatterjee : Proc Annu Forum Am Helicopter Soc , 46-2 , (1990) , 1253-1267 .
- (29) 松本勲 , 和田義彰 : 電興技報 , 26 , (1992) , 88-90 .
- (30) 松原洋一 , 熊川誠 , 渡辺康男 : 熱処理 , 29-2 (1989) , 92-98 .
- (31) Wolfgang R.Schwenk : HEAT TREATING PROGRESS , (2003) , 35-38 .
- (32) John M. Storm , Michael R. Chaplin : HEAT TREATING , (1987) , 30-35 .
- (33) 三阪佳孝 , 清澤裕 , 川寄一博 : 工業加熱 , 39-1 , (2002) , 54-60 .
- (34) 古賀久喜 , 川寄一博 , 山崎隆雄 : 熱処理 , 39-4 , (1999) , 142-151 .
- (35) 中村宏 : 「高周波焼入れと疲労強度」(1963) , 日刊工業新聞社刊 .
- (36) 清水真佐男 , 初野耕三 , 中村宏 , 国尾武 : 日本機械学会論文集 , 31-230 , (1965) , 1454 .
- (37) 清水真佐男 , 初野耕三 , 中村宏 , 国尾武 : 日本機械学会論文集 , 34-258 , (1968) .
- (38) 山田邦博 , 清水真佐男 , 国尾武 , 中村宏 , 高橋秀雄 : 日本機械学会論文集 , 34-257 , (1968) , 31 .
- (39) 山田邦博 , 清水真佐男 , 国尾武 , 高橋秀雄 : 日本機械学会論文集 , 34-262 , (1968) , 1016 .
- (40) 山田邦博 , 国尾武 : 日本機械学会論文集 , 35-273 , (1969) , 942 .
- (41) 山田邦博 , 国尾武 , 高橋秀雄 : 日本機械学会論文集 , 35-276 , (1969) , 1653 .
- (42) P.J.E.Forsyth : J.Iron Steel , 83 , (1954-55) , 173 .
- (43) P.J.E.Forsyth : J.Iron Steel , 83 , (1954-55) , 395 .
- (44) P.J.E.Forsyth : J.Iron Steel , 85 , (1956) , 339 .
- (45) P.J.E.Forsyth : Proc.Crach Propagation Symp , 1 , (1962) , 76 .
- (46) P.J.E.Forsyth : Act.Metallurg , 11 , (1962) , 703 .
- (47) 西島敏 : 金材技研疲れデータシート資料 , 1 , (1981) , 金属材料技術研究所 .
- (48) M.F.Garwood , M.Gensamer , J.T.Birwell , M.A.Burwell , M.A.Erickson and F.L.Laque : Interpretation of Test and Correlation , ASM (1951) .
- (49) J.Morrow , G.R.Halford , J.E.Millan : Pro . 1st. Int . Cont . Frac , 2 , (1966) , 1611 .
- (50) 西谷弘信 , 村上敬宣 : 日本機械学会論文集 , 50-453A , (1984) , 1104 .

- (51) 古川徹, 小沼静代: 鉄と鋼, 72-1, (1986), 62-69.
- (52) W.N.Findley: Tras.ASME, 111, (1989), 119.
- (53) 村上敬宣, 清水真佐男: 日本機械学会論文集, 54-499A, (1988), 413.
- (54) 村上敬宣, HUANG Z-Y, 内山幸彦: 日本機械学会論文集, 53-492A, (1987), 1482.
- (55) 村上敬宣, 児玉昭太郎, 小沼静夫: 日本機械学会論文集, 54-500A, (1988), 688.
- (56) 村上敬宣: 鉄と鋼, 75, (1989), 1267.
- (57) 小茂鳥潤, 井上史, 神田倫明, 清水真佐男, 三阪佳孝, 川寄一博: 日本機械学会論文集, 63-606A, (1997), 240-245.
- (58) 米谷茂: 「残留応力の発生と対策」, 養賢堂.
- (59) 三林雅彦, 相原秀雄, 荻野峯雄, 稲垣秀人, 斉藤昭則, 小川一義, 宮田隆司: 日本機械学会論文集, 61-585A, (1995), 212.
- (60) 三林雅彦, 宮田隆司, 相原秀雄: 日本機械学会論文集61-586A, (1995), 28-34.
- (61) Ronald W. Landgraf, Russell A. Chernenkoff: ASTM pec Tech Pub I 1004, (1988), 1-12.
- (62) 三角正明, 小林正日出, 大久保雅文: 成蹊大学工学部工学報告, 46, (1988), 3165-3166.
- (63) 早山徹: 日本機械学会論文集, 41-343, (1975), 721-727.
- (64) 児玉昭太郎: 材料科学, 19-3, (1982), 151-156.
- (65) 小峰厚友, 菊池雅男, 植田秀夫, 内藤武志: 熱処理, 25-3, (1985), 118-122.
- (66) 夏目喜孝: 自動車技術会論文集, 17, (1979), 100-107.
- (67) 古川徹, 小沼静代: 鉄と鋼, 67-13, (1981), 160.
- (68) 米谷茂, 磯田繁雄: 鉄と鋼, 75-8, (1989), 126-133.
- (69) 本田和夫, 鳥居太始之, 戸井のり彦: 材料, 33-375, (1984), 1513-1519.
- (70) A.A.Blatherwick: Exp.Mech, 8-8, (1968), 3.
- (71) 三阪佳孝, 高岡憲久, 川寄一博, 山崎隆雄, 赤澤正久: 第35回日本熱処理技術協会講演大会講演概要集, (1992), 17-18.
- (72) 山田邦博, 国尾武: 日本機械学会論文集, 35-273, (1969), 942.
- (73) 中村宏: 日本機械学会論文集, 24-143, (1958).
- (74) 堀川武: 材料, 45-4, (1996), 437.
- (75) 黒島義人, 清水真佐男, 川寄一博: 日本機械学会論文集, 59-560, (1993), 1001-

第 1 章

1006 .

- (76) 黒島義人, 斉藤康弘, 清水真佐男, 川寄一博: 日本機械学会論文集, 60-580, (1994), 2710-2715 .
- (77) 高橋秀雄: 熱処理, 7- 2 , (1967), 118-124 .
- (78) J.Orlich : Atlas zur Warmebehandlung der Srahle , Band , 3.4 , Verlag Stahleisen M.B.H , (1973,1974) .
- (79) 井口信洋, 横田清義, 三輪敬之: 日本金属学会誌 , 39 , (1975) , 255 .
- (80) 橋本精二, 山崎隆雄, 藤田清比古: 熱処理 , 15-1 , (1975) , 19-24 .
- (81) 本山盛太郎, 伏見慎二, 内田敏雄: 日本熱処理技術協会第4回学術講演大会予稿集 , (1976) , 1-2 .
- (82) 瓜田龍実, 並木邦夫: 電気製鋼 , 61-1 , (1990) , 14-24 .
- (83) P . R . Rois , P . L . Schneider : Recrst , (1990) , 331-336 .
- (84) 宇野光男, 中里福和, 清木場進, 宇野克洋: 住友金属 , 42 , (1990) , 8-46 .
- (85) Roy F. Kern: : Heat Treating , (1991) , 20-24 .
- (86) 瓜田龍実, 中村貞行: 材料とプロセス , 6-6 , (1993) , 569 .
- (87) Thomas J . Favenyesi , D . Medlin , D . K . Matlock , G . Krauss : Mechanical Working and Steel Processing , 36 , (1998) , 733-740 .
- (88) 川寄一博, 高岡憲久, 山崎隆雄, 尾崎良二: 熱処理 , 20-6 , (1980) , 281-288 .
- (89) 藤田真一, 水馬克久, 高橋秀雄: 熱処理 , 4 , (1964) , 401 .
- (90) 水馬克久: 熱処理 , 5 , (1965) , 126 .
- (91) 高橋秀雄: 京都大学学位論文(1966) .
- (92) 山崎隆雄, 山下英治: 熱処理 , 20 , (1980) , 181 .
- (93) 瀬戸芳樹, 曾我栄一, 内野勝芳, 川寄一博: ばね論文集 , 27 , (1982) , 28 .
- (94) 川寄一博, 元木信二郎, 山崎隆雄, 甘粕達雄, 中村宏: 日本材料学会第30期学術講演大会前刷集 , (1981) , 166 .
- (95) 川寄一博: 京都大学学位論文(1988) .
- (96) 水馬克久: 熱処理 , 6-1 , (1966) , 26-31 .
- (97) C. B. Petterson: Heat treating , (1996) , 101-106 .
- (98) G.Welch : Proceedings of the 16th ASM Heat Treating Society Conference & Exhibition , (1996) , 89-93 .

- (99) Michelle Martinez : ModernMetals , 55-1 , (1999) , 19-20 .
- (100) G . D . Pfaffmann : Heat Treat , (1996) , 95-100 .
- (101) G . Niemann , H . Glaubitz : VDI-Z , 92-33 , (1950) .
- (102) J . B . Seabrook , D . W . Dudley : Tran.ASME , J . Engineering for Industry , (1964) .
- (103) 会田俊夫 , 寺内喜男 : 日本機械学会論文集 , 27-178 , (1961) , 853 .
- (104) 会田俊夫 , 小田哲 , 草野昂三郎 , 伊藤芳澄 : 日本機械学会論文集 , 32-239 , (1966) , 1160 .
- (105) 会田俊夫 , 小田哲 , 松尾義一 , 高橋郁郎 : 日本機械学会論文集 , 32-242 , (1966) , 1580 .
- (106) 会田俊夫 , 小田哲 : 日本機械学会論文集 , 33-267 , (1968) , 2035 .
- (107) 会田俊夫 , 小田哲 , 草野昂三郎 , 伊藤芳澄 : 日本機械学会論文集 , 33-252 , (1967) , 1314 .
- (108) 早山徹 : 慶應義塾大学学位論文(1972) .
- (109) 岡田義夫 , 田原廣光 , 松本隆 , 吉田誠 : 自動車技術会論文集 , 45 , (1990) , 72-77 .
- (110) 秦野敦臣 , 並木邦夫 : 材料とショットピーニング , 3-6 , (1990) , 96-97 .
- (111) 浜坂直治 , 中尾力 : 熱処理 , 35-2 , (1995) , 105-111 .
- (112) 小林直樹 , 金沢孝 : いすゞ技報 , 76 , (1986) , 88-95 .
- (113) 三林雅彦 , 相原秀雄 , 荻野峯雄 , 稲垣秀人 , 斉藤昭則 , 小川一義 , 宮田隆司 : 日本機械学会論文集 , 61-585A , (1995) , 212-217 .
- (114) 加賀谷忠治 , 加藤政則 , 小笠原幸治 , 宮坂四志男 : ショットピーニング技術 , 9-2 , (1993) , 13-14 .
- (115) 佐藤紀男 , 小林一博 : 特殊鋼 , 38-6 , (1986) , 57 .
- (116) 割田俊明 : 特殊鋼 , 40-12 , (1991) , 43 .
- (117) 坂本和夫 : 特殊鋼 , 40-12 , (1991) , 46 .
- (118) 武田豊 : 工業加熱 , 36-5 , (1999) , 23-35 .
- (119) 原井哲 : 工業加熱 , 36-5 , (1999) , 42-48 .
- (120) 西山幸夫 , 苧野兵衛 , 岡本康治 : 熱処理 , 22-3 , (1982) , 168 .
- (121) T . C . F . Scott : Proc. Inst. Mech. Engrs. (A.D) , 1 , (1958) , 19 .
- (122) 「歯車強さ設計資料」日本機械学会編 , (1979) , 137 .

第 1 章

- (123)Niemann, G. : V.D.I. , 87 , (1943) , 521 .
- (124)Buckingham, E. : Analytical Mechanics of Gear , (1949) , 526 .
- (125)福井昂 : 材料科学 , 9-3 , (1972) , 179-185 .
- (126)内藤武志 : 「浸炭焼入れの実際」 , 日刊工業新聞社刊 , (1979) , 217 .
- (127)房田秀彦 , 内藤賢一郎 , 片山昌 : 材料とプロセス , 6 , (1993) , 1766
- (128)Denis P. Townsend, Erwin V. Zaretsky : NASA technical Paper , 2047 , (1982) , 1 .
- (129)Motokazu Kobayashi , Katutoshi Hasegawa : ショットピーニング技術協会 , ICSP , 4 , (1990) .
- (130)久松定興 , 金沢孝 : 自動車技術 , 41-7 , (1987) , 722 .
- (131)小島芳彦 , 三輪佳久 , 須沢昌之 , 西村克典 , 有見幸夫 : マツダ技報 , 5(1987) , 165 .
- (132)松島義武 , 幸岡強 , 中村守文 : 材料とプロセス , 5 , (1992) , 1965 .
- (133)木南俊哉 , 中村貞行 : 電気製鋼 , 69-1 , (1998) , 41 .
- (134)木村篤良 , 高田勝典 : 電気製鋼 , 59-1 , (1988) , 27 .
- (135)秦野敦臣 , 中村貞行 : 材料とプロセス , 6 , (1993) , 796 .
- (136)坂本和夫 , 福住達夫 , 上野英生 : 三菱製鋼技報 , 30 , (1996) , 1 .
- (137)渡辺陽一 , 成田直樹 , 梅垣俊造 , 三島良直 : 材料とプロセス , 10 , (1997) , 473 .
- (138)木村利光 , 田中秀明 , 中村貞行 : 電気製鋼 , 69-1 , (1998) , 7 .
- (139)磯谷武史 , 伊藤隆彦 : 自動車技術会学術講演会前刷集 , 12-99 , (1999) , 5 .
- (140)高村元雄 : 熱処理 , 21-5 , (1981) , 259 .
- (141)松原洋一 , 熱処理 , 22-5 , (1982) , 275-281 .
- (142)藤田公明 , 吉田彰 , 中瀬和夫 : 日本機械学会論文集 , 44-387A , (1978) , 3932-3838 .
- (143)佐々木敏美 , 山田俊宏 : 熱処理 , 15-1 , (1975) , 25-29 .
- (144)井上幸一郎 , 中村貞行 : 電気製鋼 , 71-1 , (2000) , 19-28 .

第 2 章 超急速短時間加熱焼入材の基礎的疲労特性

第 1 節 平滑材の疲労特性におよぼす超急速短時間加熱焼入れの影響

1.1 緒言

高周波焼入れは、高い圧縮残留応力の生起と組織の微細化効果により、疲労強度向上に有効な手段として自動車、建設機械等の機械部品等に広く使用されており、その疲労特性に関する研究も数多く実施されている⁽¹⁾。

加熱時間が 1s 以内と極めて短いことを特徴とする超急速短時間加熱焼入れ (SRIQ : Super Rapid Induction heating and Quenching)⁽²⁾では、従来の秒単位加熱の高周波焼入れに比べて、さらに高い圧縮残留応力やより微細な組織が得られることから、鋼の疲労強度特性の改善により一層効果的であることが歯車等の機械部品において認められつつある。しかし、まだ開発されてからの日が浅いため、疲労特性に関する基礎的な研究例は少なく⁽³⁾⁻⁽⁶⁾、解明されていない点が多い。

そこで、本章では、SRIQ が高強度鋼の疲労強度におよぼす影響に関する基本的な知見を得ることを目的に、高周波焼入れの適用対象鋼種として代表的な構造用炭素鋼である S45C 鋼を用いて、本章第 1 節では平滑材、本章第 2 節では切欠材を加工し、それらに対して硬化層深さを変化させた SRIQ を施した場合について、残留応力測定、回転曲げ疲労試験を行うとともに、破壊機構の考察を行った。

本節では、周波数としては比較的高い 200kHz で、かつ大出力 (最大 1000 kW) の高周波誘導加熱焼入装置を用いて、総加熱時間が 1s 以内の SRIQ を施すことにより、いかなる性状の表面硬化層 (硬さ、組織) が得られるか、また、どのような表面近傍の残留応力が生起するか等について検討を加えた。さらに、硬化層深さの異なる数種類の平滑試験片の回転曲げ疲労試験を行い、疲労強度、破壊機構におよぼす SRIQ の影響について、硬さ・残留応力分布の測定結果も考慮に入れて検討・考察を加えた。

1.2 供試材および実験方法

表 2 - 1 に供試材に用いた S45C 鋼の化学成分を示す。同材に調質 (炉加熱により 900 (1173K) 焼入れ、600 (873K) 焼戻し) を施した後、図 2 - 1 に示す試験片形状、寸法に機械加工した。その後、試験片 R 部に図 2 - 2 に示す 5 通りの熱処理サ

第2章

イクル加熱温度(935~1038 (1208~1311K),加熱時間0.13~1.5s)のSRIQを施し,硬化層深さの異なる5通りの試験片(硬化層が浅い側から,A,B,C,D,Eシリーズ)を作製するとともに,未焼入試験片(Fシリーズ)を別に準備することによって,合計6種類の疲労試験片を作製した。

このようにして作製した試験片について,R底部軸方向(L)断面にてマイクロビッカースによる硬さ測定(荷重2.94N),光学顕微鏡による組織観察を行った。また,深さ方向の残留応力分布は,微小部X線応力測定装置(CrK α ,回折面(211),測定ビーム径500 μ m)を用いて,電解研磨により,逐次,試験片表面を除去しながら測定を繰り返すという方法によって求めた。

疲労試験は,小野式回転曲げ試験機(回転数:3000~3300rpm)を用いて行い,疲労寿命(S-N)曲線を求めるとともに,破断後,走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて破面観察を行うことによって,破壊起点部の特定と破壊機構の検討を行った。

Table 2-1 Chemical composition (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
0.47	0.24	0.67	0.022	0.012	0.07	0.20	0.14

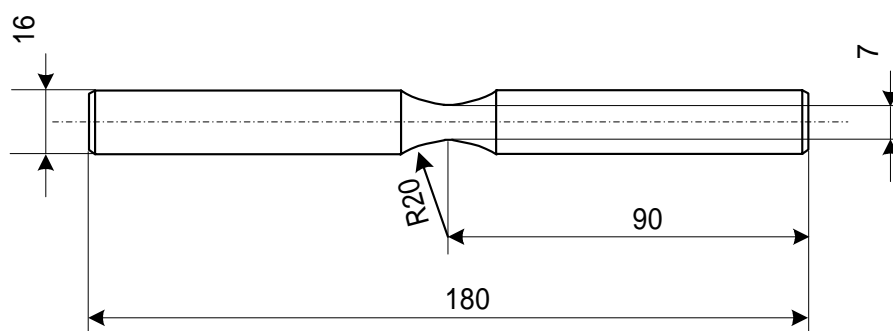


Fig. 2-1 Specimen configuration

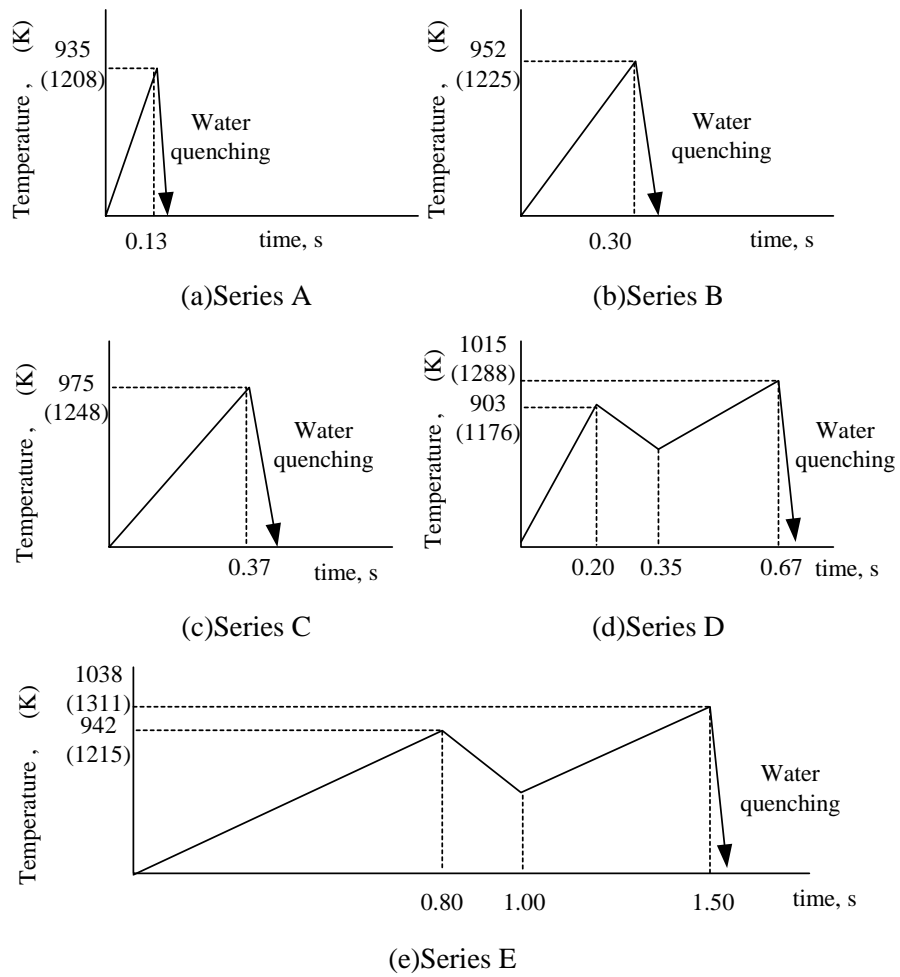


Fig. 2-2 Heating cycles of Super Rapid Induction heating and Quenching

第 2 章

1.3 実験結果および考察

1.3.1 残留応力分布と硬さ分布におよぼす超急速短時間加熱焼入れの影響

図 2 - 3 に、代表例として B シリーズ試験片の軸方向 (L) 断面の硬化パターンを示す。同図より、試験片の外周に沿った輪郭表面焼入れが施されていることがわかる。このように、加熱時間 1s 以内の SRIQ により、従来の高周波焼入れでは不可能であった直径 10mm 以下の小径試験片の表面層のみの焼入れが可能であり、かつ熱サイクルの調整により硬化層深さをある程度コントロールできることがわかった。

次に、図 2 - 2 に示した 5 通りの熱サイクルで SRIQ を施した試験片について、R 底部軸方向 (L) 断面の硬さ分布および残留応力分布の測定を行った結果を、図 2 - 4 に示す。図中、上段が硬さ分布、下段が残留応力分布を示す。

表面硬化層を有する A ~ D シリーズの試験片での硬化層域の硬さは約 780HV、非硬化域においては約 380HV の値を示し、そのバラツキは非常に小さく、硬化層では均一なマルテンサイト層が形成されていると考えられる。残留応力分布も熱サイクルすなわち硬さ分布に応じて変化しており、表面硬化層には、硬化層深さが浅いほど、より高い圧縮残留応力が生起しており、硬化層の浅い A、B 両シリーズにおいては -1000MPa 前後という非常に高い圧縮残留応力が存在することが明らかになった。

一方、内部の非硬化層域には圧縮残留応力に対抗する引張残留応力が存在し、その絶対値は圧縮残留応力の絶対値に比例して変化する。この引張残留応力が疲労強度におよぼす影響については後述の疲労試験結果の中で考察する。

なお、全体焼入れである E シリーズにおいても、表面近傍において圧縮残留応力が認められたが、A、B シリーズに比べて絶対値は小さい。

従来、圧縮残留応力は部材の疲労強度向上に寄与することが指摘されており⁽⁷⁾、本供試材のように、表面層に高い硬さと高い圧縮残留応力が存在する場合、極めて高い疲労強度を有することが期待される。

そこで、次項では、硬化層深さの異なる A ~ E シリーズの試験片について回転曲げ疲労試験を行い、疲労強度ならびに破壊機構におよぼす硬さ・残留応力の影響について検討を加える。

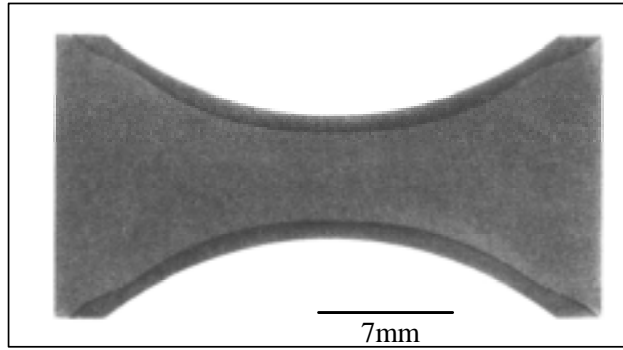


Fig. 2-3 Typical hardened pattern (Series B)

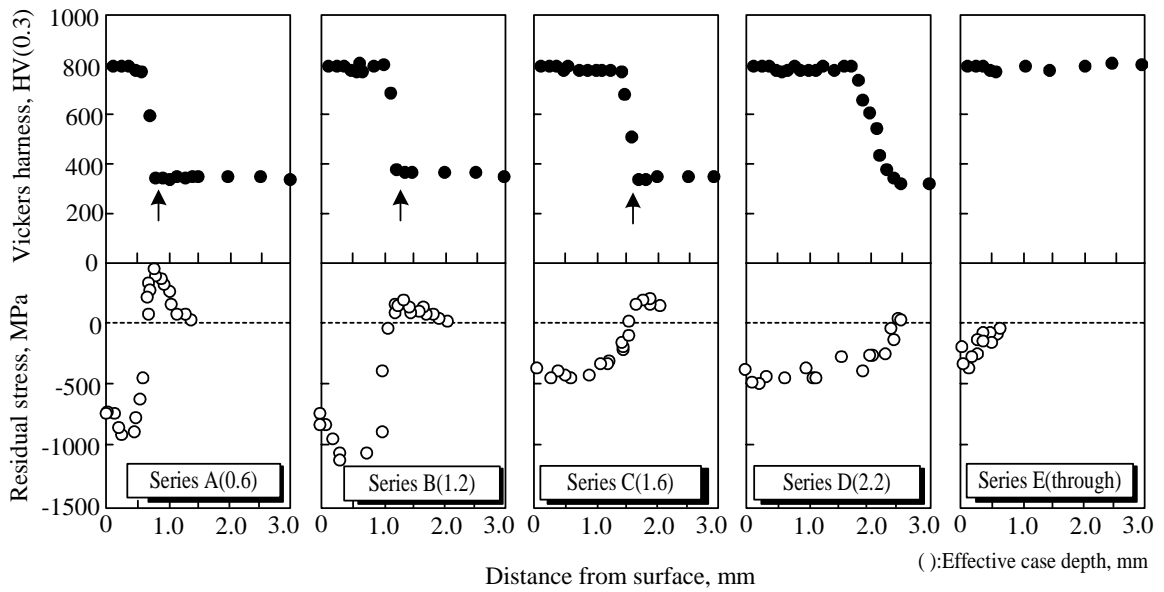


Fig. 2-4 Distribution of vickers hardness and residual stress

第 2 章

1.3.2 疲労試験結果

図 2 - 5 に回転曲げ疲労試験結果を示す。図中，プロットに付した / 印と f 印は，破面観察結果に基づき決定した破壊モードで，/ 印が内部型破壊を，f 印が Fish-eye 型破壊を表している。なお，それぞれの破壊形態の詳細は次節で述べる。図中 印は未焼入材（調質材）を表す。

同図より，SRIQ 材である A～E のシリーズの疲労強度は，F シリーズの疲労強度よりも上回っており，SRIQ が疲労強度向上に有効なことがわかる。ところが，その向上レベルは硬化層深さに依存して異なり，硬化層が深くなると疲労強度が高くなり，E シリーズ（ 印）が最も高い疲労強度を示した。ただ A シリーズ（ 印）および B シリーズ（ 印）の場合，表面近傍には - 1000MPa 前後の高い圧縮残留応力が存在するにもかかわらず，疲労強度はあまり向上しないことがわかり，当初，期待された高い圧縮残留応力の存在により，疲労き裂の発生，進展が抑制され，疲労強度が向上するとの予測とは相反する結果になった。

そこで，まず各試験片の疲労破壊起点近傍を詳細に観察し，破壊起点深さを調べ，図 2 - 4 に示した硬さ分布・残留応力分布と対比したところ，このような内部破壊は，硬化層のすぐ内側の非硬化部を起点としており，その位置は引張残留応力が最大となる場所にほぼ対応していることがわかった。（図 2 - 4 中の矢印は，A～C シリーズの破壊起点位置を表している。）このような内部破壊の起点について，SEM および電子線マイクロアナライザー（EPMA）により，介在物の有無に注目して詳細に調べたが，図 2 - 6，図 2 - 7 に示すとおり，起点部には介在物は認められなかった。したがって，非硬化層共通の低硬さの調質組織，引張残留応力に加えて何らかの組織的弱部が存在したものと推測されるが，そのメカニズムは現時点では明らかではなく，今後さらなる検討が必要と考えられる。

次に内部型破壊を生じた試験片について，平滑試験片での破壊起点に作用する負荷応力を計算し，疲労寿命との関係を調べた。その結果を，調質組織のままの F シリーズの疲労試験結果と合わせて図 2 - 8 に示す。同図から，多少のバラツキ幅は認められるものの，破壊起点部の負荷応力で整理した疲労寿命のプロットはほぼ一つのバンド内に収まっていることがわかる。これは，言い換えれば，表面硬化層を有する A，B および C シリーズの疲労強度が，表面硬化層では無く非硬化層の疲労強度に支配されていることを示しており，このことが，硬化層に高い圧縮残留応力が生起しているの

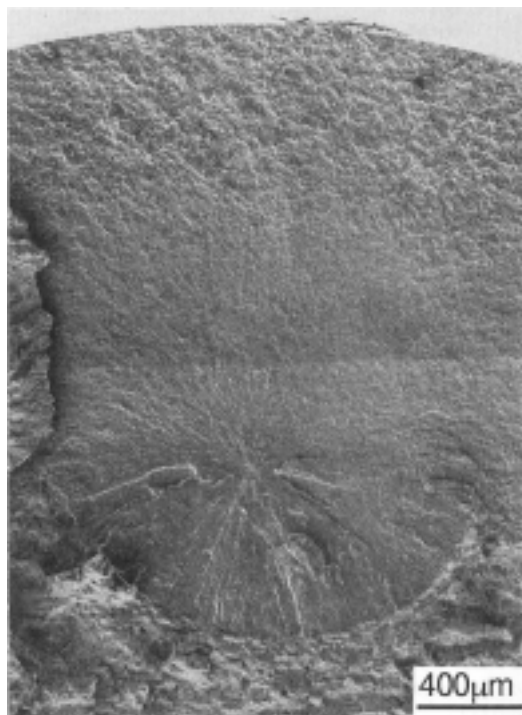


Fig. 2-6 Typical feature of fracture surface for specimen having hardened layer of 1.6mm(Series C) ($\sigma = 880\text{MPa}$, $N_f = 5.1 \times 10^5$ cycles)

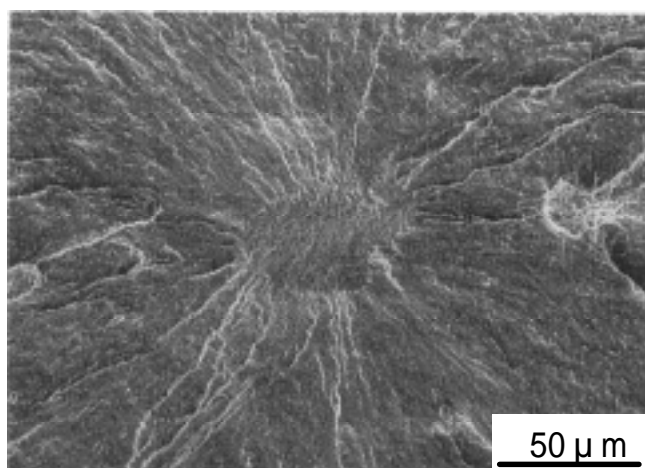


Fig. 2-7 Detailed observation of crack initiation site for specimen with hardened layer of 1.6mm(Series C) ($\sigma = 880\text{MPa}$, $N_f = 5.1 \times 10^5$ cycles)

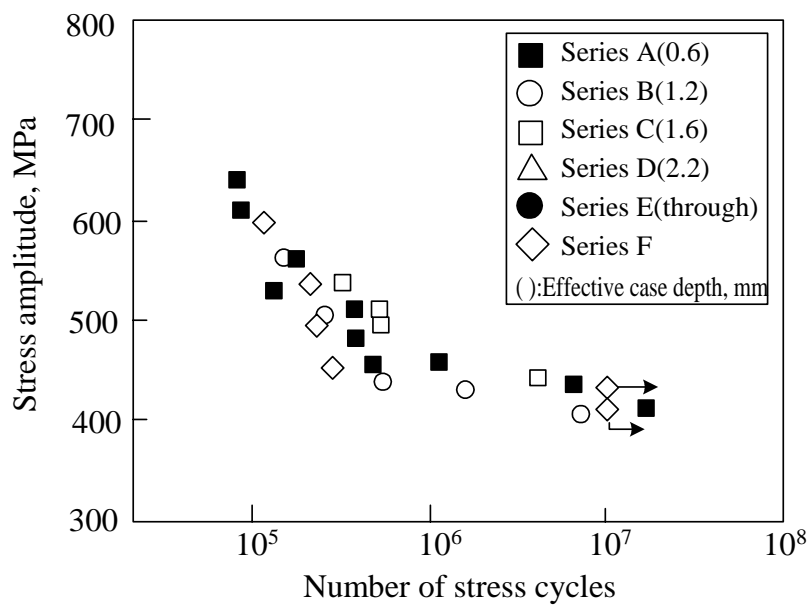
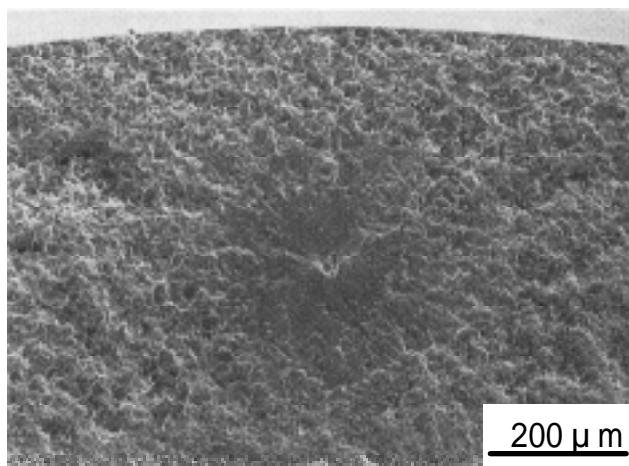
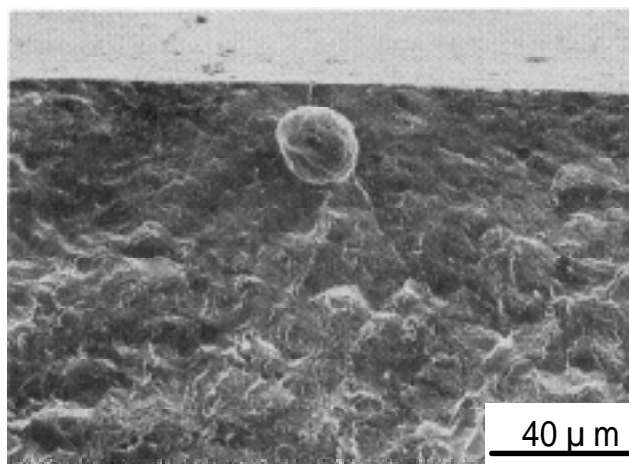


Fig. 2-8 Relationship between stress amplitude at crack origin and number of stress cycles



(a) $a=1000\text{MPa}$, $N_f=4.6 \times 10^6$ cycles



(b) $a=1200\text{MPa}$, $N_f=1.1 \times 10^6$ cycles

Fig. 2-9 Typical feature of fracture surface of specimen having hardened layer of 2.2mm
(Series D)

1.3.3 硬化層深さの増加にともなう疲労強度の上昇と破壊モード遷移の要因

前項までの結果より、() 高い圧縮応力をもつ硬化層が表面に形成されている場合でも、硬化層が浅い場合には、破壊が硬化層のすぐ内側の非硬化部を起点として発生するため、未焼入材（調質材）と比較して疲労特性の改善があまり認められないこと、() 硬化層深さの増加にともない、非硬化部を起点とする内部型破壊が抑制され、破壊モードが硬化層破壊型へと遷移し、同時に疲労強度も上昇すること、等が明らかになった。この理由は、以下のように説明することができる。

まず、表面を高周波焼入れにより硬化した部材の場合、内部の局所の疲労強度は、硬さ分布に対応して図 2 - 10 の破線のように変化するものとする。ここで、(a)は浅い硬化層を、(b)は深い硬化層を有する試験片を表しており、例えば前者が A シリーズに、後者が D シリーズに対応している。

いま、試験片に負荷する繰返し応力を の状態から徐々に増加させると、硬化層が浅い場合には、負荷応力が のレベルに達したとき、硬化層のすぐ内側の非硬化部において負荷応力が局所の疲労強度（破線）を超えることになり、この場合、非硬化部を起点とした内部破壊が生じる。

一方、D シリーズのように深い硬化層を持つ試験片の場合、図 2 - 10 (b)から明らかのように、 の応力レベルでは試験片は破断せず、 の応力レベルに達した時にはじめて試験片表面近傍の硬化層で疲労破壊条件を満たすことになり、その結果、疲労強度も内部型破壊の場合に比べて上昇し、同時に破壊モードも内部型破壊から硬化層破壊型へ遷移し、図 2 - 10 (b)に従えば、疲労破壊は試験片表面を起点として発生することになる。しかしながら現実には、D および E シリーズの場合、比較的応力域では破面に Fish-eye が認められた。これは残留応力や介在物などの影響により、疲労破壊の発生条件が、外部からの負荷応力が最大となる表面においてではなく、表面下（Fish-eye の発生位置）で満たされたためと考えられる。

以上のような考え方で、硬化層深さの増加にともなう疲労強度の向上と破壊モード遷移の理由を説明することができるが、現実には図 2 - 10 に破線で示した試験片内部の局所の疲労強度は、巨視的硬さのみにより単純に決定されるものではなく、微視組織の不均一性に起因するミクロ硬さ、残留応力の大小、材料中に存在する介在物など、様々な因子の影響により、図 2 - 11 に概念的に示すように材料中で複雑に変動するものと考えられる。したがって、SRIQ を施した部材の疲労特性を改善し、一層の

第 2 章

信頼性向上を図るためには、今後、圧縮残留応力や介在物、微視組織などの存在が疲労強度におよぼす影響を明確にしつつ、極めて浅い硬化層を持つ鉄鋼部材の疲労破壊機構の解明を行っていくことが重要と考えられる。

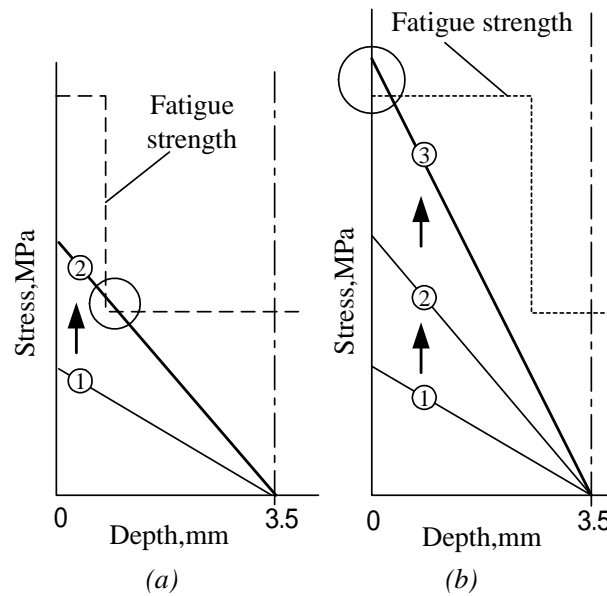


Fig. 2-10 Schematic illustration explaining fracture mode transition with increasing in hardened depth

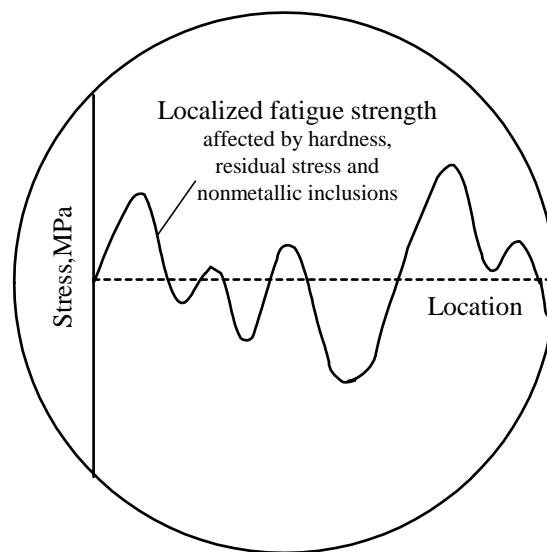


Fig. 2-11 Schematic illustration of localized fatigue strength affected by hardness, residual stress and nonmetallic inclusions

1.4 結言

本節では、調質処理した機械構造用鋼 S45C 鋼に超急速短時間加熱焼入れ (SRIQ) を施し、種々の硬化層深さならびに残留応力分布を有する平滑試験片を作製し、それらの回転曲げ疲労試験を行い、疲労特性、破壊機構におよぼす表面硬化層の影響について検討、考察を加えた。

得られた結果を以下に示す。

- (1)超急速短時間加熱焼入れを施すことにより、表面層には高い硬さと - 1000MPa を超える高い圧縮残留応力を付与できる。
- (2)超急速短時間加熱焼入れを施すことにより、極めて浅い硬化層と高い圧縮残留応力を有するモデル的な試験片を製作することが可能で、加熱時間を調整することにより、硬化層深さを系統的に変化させることができる。
- (3)浅い硬化層深さを有する平滑試験片では、表面近傍に高い圧縮残留応力が存在するにもかかわらず、未処理材と比較して疲労強度の向上はわずかであった。これは、主き裂が、硬化層のすぐ内側の非硬化部を起点として発生し、表面硬化の効果が得られないためと考えられる。
- (4)深い硬化層を有する平滑試験片では、疲労破壊は硬化層内に存在する非金属介在物を起点として発生し、負荷応力が低い場合には Fish-eye 型破壊を示すが、負荷応力が比較的高い場合には、介在物を起点とした表面破壊を示す。
- (5)硬化層深さの増大にともない、破壊モードが硬化層のすぐ内側の非硬化層を起点とする内部破壊型から硬化層内に破壊起点が存在する硬化層破壊型に遷移する。これは試験片内部における局所の疲労強度が、硬さ分布等に依存して階段状に変化し、破壊は負荷応力が材料の持つ疲労強度を超えた箇所から生じるためと考えられる。

第 2 章

第 2 節 切欠材の疲労特性におよぼす超急速短時間加熱焼入れの影響

2.1 緒言

前節で、超急速短時間加熱焼入れ(SRIQ)^{(3)~(6)}を用いて表面焼入れすることにより、極めて浅い硬化層と高い圧縮残留応力を有するモデル材的な試験片の製作が可能であることを明らかにし、実際に熱サイクル(加熱時間, 温度)を種々に変化させることにより硬化層深さを系統的に変化させた試験片を作製し、それらの疲労特性について、破壊機構の観察結果に基づき詳細な検討を加えた。

その結果、浅い硬化層を有する平滑試験片の場合、硬化層のすぐ内側の非焼入硬化部を起点とする内部型破壊を生じるため、硬化層に高い圧縮残留応力が生起しているにもかかわらず、その存在は部材の疲労強度向上に対して有効に作用しないことなどを明らかにした⁽⁸⁾。

そこで、本節では、より実用的観点から小型歯車への適用を想定し、切欠を有する試験片を用いて、5通りの異なる熱サイクルで SRIQ を施した切欠材に対して回転曲げ疲労試験を行い、疲労強度、破壊機構におよぼす SRIQ の効果について、特に切欠底に生起する圧縮残留応力と関連づけて検討・考察を加えた。

2.2 実験方法

供試材は前節と同様で、表 2 - 1 に化学成分を示した S45C 鋼を使用した。同材に調質処理(炉加熱により焼入温度 900 (1127K), 焼戻温度 600 (873K))を施した後、図 2 - 1 2 に示す寸法、形状の応力集中係数 $\sigma_c = 2.3$ を有する試験片に機械加工した。なお、前節で示したように、内部型破壊を発生する原因が、図 2 - 1 3 で説明するように、硬化層内部の非硬化層域において負荷応力(図中の実線 AB)が試験片の局所の強度(図中の DEFG)を超えるためとすれば、曲線 AC で示すような応力勾配を持つ切欠材であれば内部型破壊が抑制され、それにともない疲労強度も上昇するものと推定される。そこで、本節では、種々の応力集中係数を有する試験片の負荷応力分布と材料強度分布を計算した結果、内部型破壊を抑制する応力集中係数として $\sigma_c = 2.3$ を選定した。また、比較材として $\sigma_c = 1.43$ および 1.95 の切欠試験片も作製した。

次に、切欠底表面を電解研磨した後、超急速高周波誘導加熱システム(周波数 150kHz, 最大出力 600kW)を用いて、図 2 - 1 4 に示す 5通りの熱処理サイクル(表面温度: 936

~984 (1209~1257K), 加熱時間: 0.13~0.75s) でSRIQを行って, 硬化層深さが種々に異なる試験片(硬化層が浅い側から, An, Bn, Cn, Dn, Enシリーズ)を作製した。なお, 未焼入試験片をFnとした。

図2-15に焼入後の試験片軸方向(L)断面の硬さ分布の測定結果を示す。また, 図2-16にマクロ組織の観察結果の一例(Bnシリーズ)を示す。これらの図から, SRIQを施すことにより, 切欠を含むR部に沿って浅い硬化層が形成されていることがわかる。また, 硬化層は均一なマルテンサイト組織であった。

切欠底の残留応力は, 微小部X線応力測定装置(株式会社リガク製PSPCシステム)を用いて測定した。その際, 照射ビーム径は0.15mmとし, 側傾法により試験片軸方向の残留応力値を測定した。なお, 測定は, 切欠底をそのまま残すようにして, 肩部のみを電解法により数 μm 除去した後に行った。

疲労試験は小野式回転曲げ疲れ試験機を用いて室温大気中で行った(回転数: 3000~3300rpm)。本研究では, 10^7 回の繰返し負荷のもとで破断に至らなかった最大応力を疲労限度(疲労強度)と定義した。破断後の試験片については, 走査型電子顕微鏡(SEM)による破面観察を行い破壊起点部を特定した。

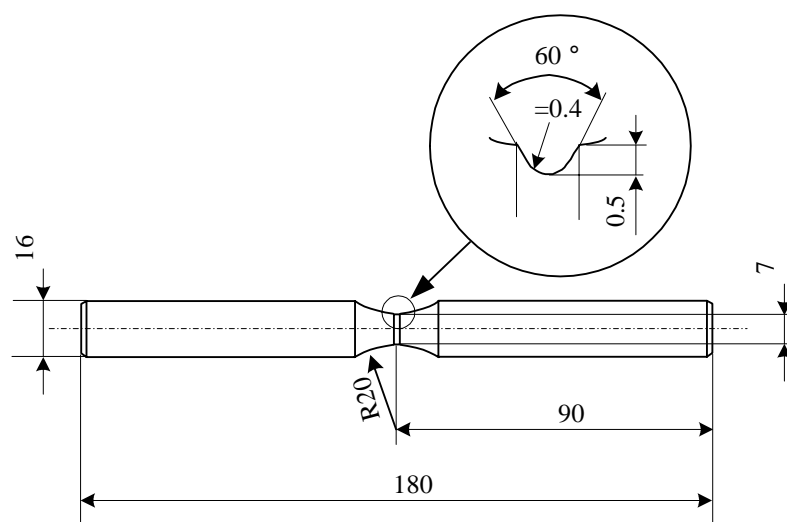


Fig.2-12 Specimen configuration

第 2 章

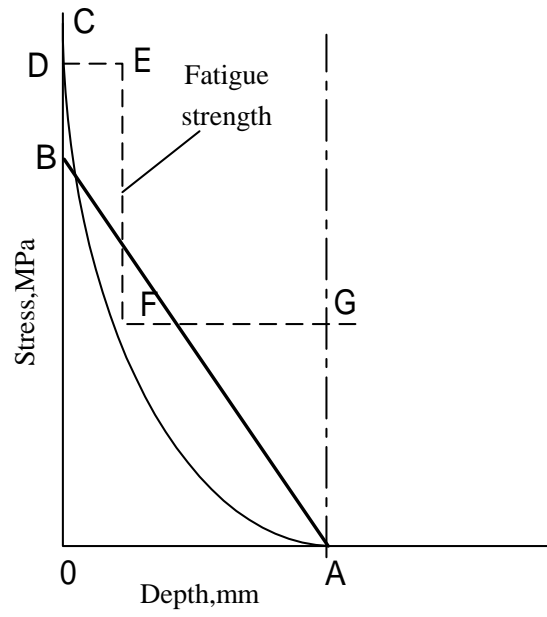


Fig.2-13 Schematic illustration for explaining fracture model

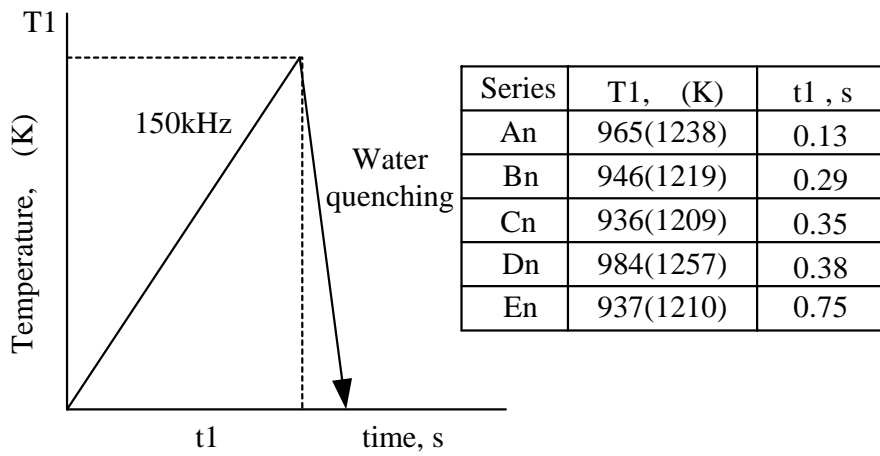


Fig.2-14 Heating cycles of SRIQ

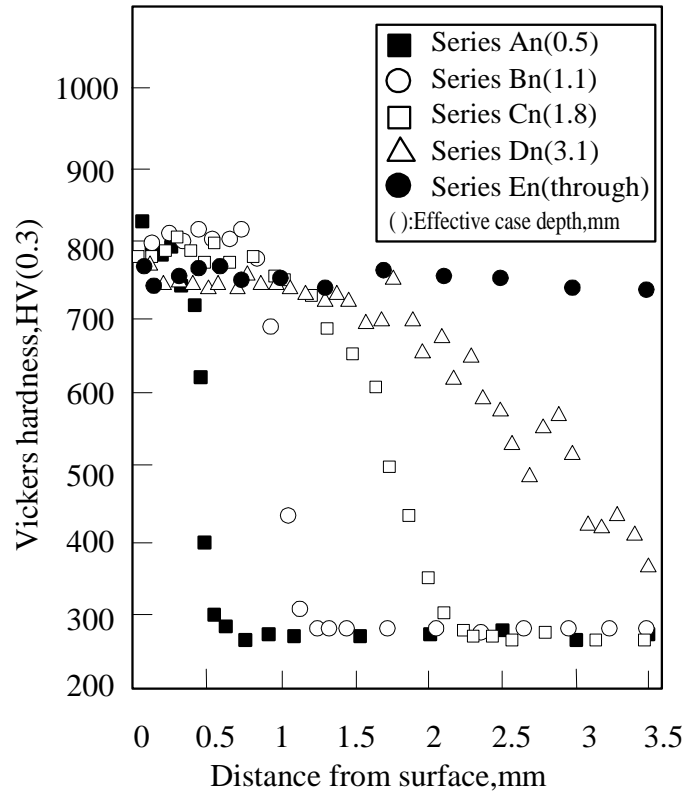


Fig.2-15 Distribution of Vickers hardness

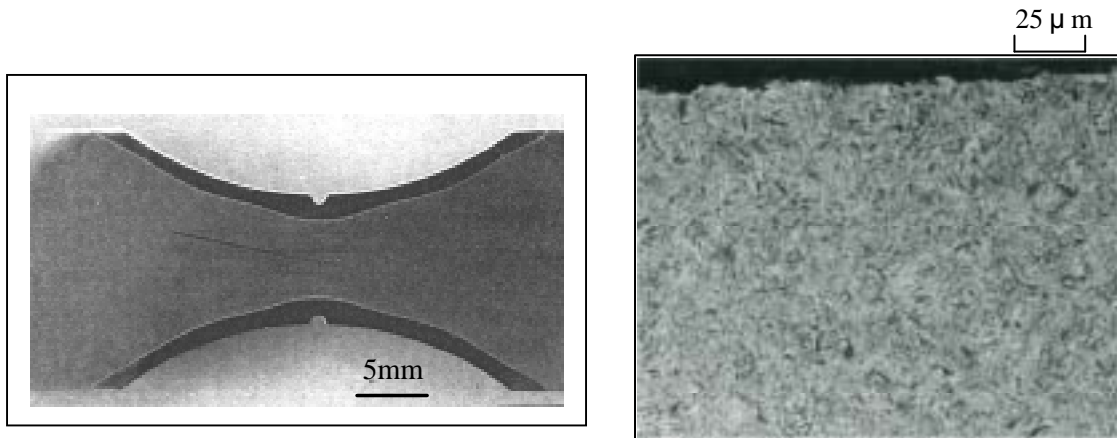


Fig. 2-16 Typical surface hardened pattern and microstructure at root of SRIQ specimen (Series Bn)

第2章

2.3 実験結果および考察

2.3.1 浅い硬化層を有する切欠材の疲労強度と破壊機構

図2-17に、応力集中係数 ≈ 2.3 の切欠を有する試験片の疲労試験結果を示す。図の縦軸の左側は公称応力値を、右側は切欠底の実応力値を示す。同図から、いずれの試験片の場合も、SRIQを施すことにより疲労強度は大幅に上昇することがわかった。とくに、浅い硬化層を有するAnおよびBnシリーズの場合には、切欠の存在にもかかわらず、公称応力が約900MPa（実応力=約2000MPa）という極めて高い疲労強度を有することがわかった。また図2-18は、本研究でのBnシリーズの疲労試験結果を、前章でほぼ同等の硬化層深さを有する平滑材（Bシリーズ）の疲労試験結果と比較したもので、切欠を有するにも関わらずBnシリーズの疲労強度が公称応力で平滑材の約1.5倍と極めて高い点が注目される。

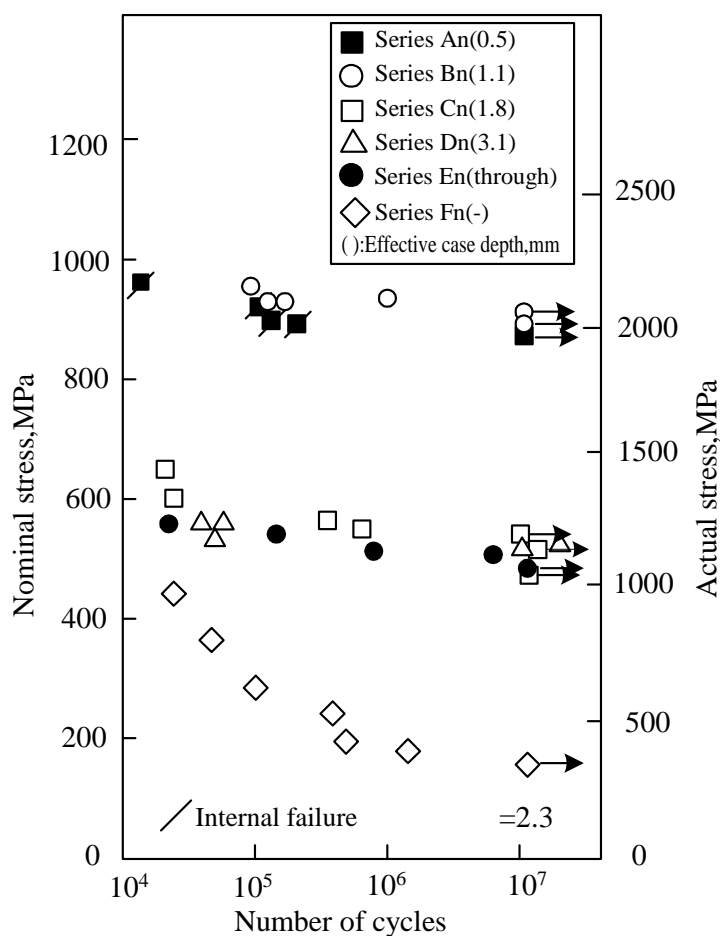


Fig.2-17 Rotating bending fatigue test results

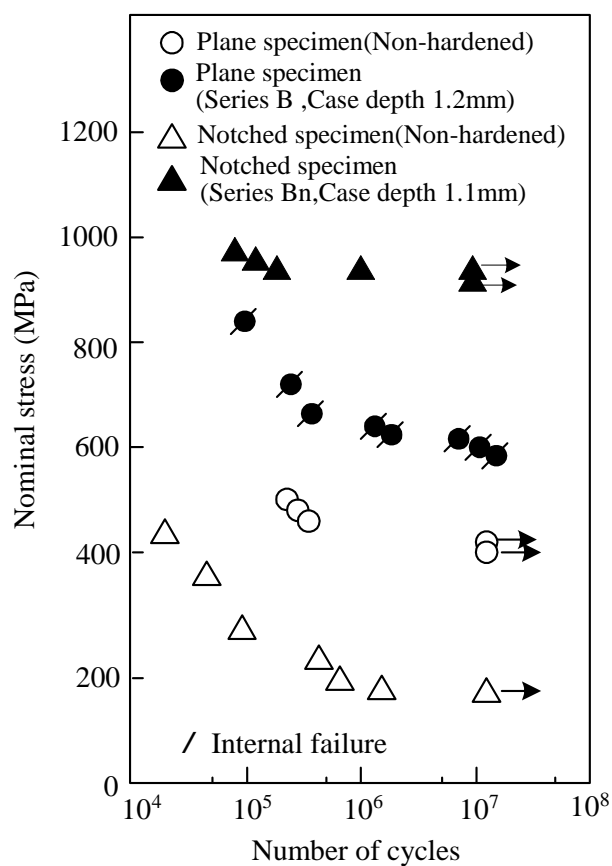


Fig.2-18 Comparison of fatigue test results between plane and notched specimens

このように切欠材が平滑材に比べて極めて高い疲労強度を示す理由を明らかにするために、まず、SEMによる破面観察を行い破壊起点を調べた。その結果、図2-19に一例を示すように、破壊起点は、前節の平滑材の場合（試験片表面の硬化層のすぐ内側に位置していた）とは異なり、硬化層表面に存在することが明らかになった。

切欠（すなわち、応力集中係数）を有する回転曲げ疲労試験片に試験荷重を負荷した場合、試験片表面から内部にかけて作用する応力は、平滑試験片のように直線ではなく、深さ方向に双曲線的に急激に低下する。このことを今回の試験結果に適用して考えると、応力集中係数が存在する切欠試験片では、切欠底の急激な応力減衰によって、平滑試験片で

第2章

は弱部であった硬化層のすぐ内側の位置での負荷応力が低下して、非硬化層での内部破壊寿命が著しく延びた結果、表面硬化層の高疲労強度が顕在化して、切欠試験片全体の疲労寿命が大きく延びたと考えることができる。

すなわち、切欠を有するSRIQ材で極めて高い水準の疲労強度が得られたのは、SRIQ材で期待される高硬さや高圧縮残留応力による疲労強度向上効果が、内部破壊寿命が延びたことにより十分に発揮され、試験片全体の疲労寿命を支配したためと考えられる。

ただ、硬化層の最も浅いAnシリーズの場合は、疲労破壊が切欠底最小径部では発生せず、切欠部から軸方向に1mm程度離れた個所の硬化層内側の非硬化層域から発生した。この理由については、後で考察するが、このことは、応力集中を意図した切欠材の場合でも、硬化層深さには最適値が存在し、それが浅過ぎると表面硬化層の疲労強度を生かせなくなる可能性があることを示唆していると考えられる。

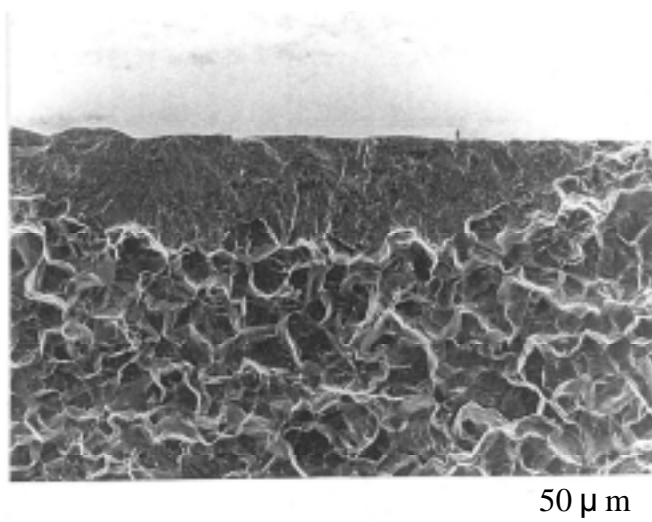


Fig.2-19 Typical feature of fatigue crack initiation site (Series Cn)

2.3.2 表面硬化層が高疲労強度を有する要因

2.3.2.1 切欠底の残留応力値の妥当性

表面硬化層が極めて高い疲労強度を有する要因を調べるために、まず、X線回折法を用いて切欠底の残留応力を測定した。その結果、表2-2に示すように、硬化層が浅いAnおよびBnシリーズの場合には、-2400~-2500MPaという極めて高い圧縮残留応力が切欠底に存在することがわかった。一般に、高周波表面焼入れすると、硬化した表面部に圧縮残留応力が発生することが知られている。図2-20に丸棒を表面焼入れした例でその発生機構を模式的に示す⁽⁹⁾。表面焼入れした表面部は、急熱急冷によりマルテンサイト変態して硬化、膨張する。一方、心部は急熱急冷による膨張収縮がないので、表面と心部の間には仮想の隙間が存在すると考えることができる。しかし、実際には隙間は存在しないので、表面硬化部が心部に拘束されることにより、表面部には圧縮応力、内部は引張応力が発生する。その大きさは、実測経験値ではあるが、加熱時間が秒単位の通常の高周波焼入れでは、-300~-1000MPa程度で、硬化層が浅いSRIQ材の値は、非常に大きいと考えられる。

このように、SRIQ材、特に硬化層の浅い試験片に、従来の知見では考えにくい極めて高い圧縮残留応力(X線回折法)が測定されたことから、その妥当性と発生メカニズムについて検討を加えた。

旧/金属材料技術研究所(現/物質材料研究機構)のデータシート⁽¹⁰⁾によれば、焼入れ焼戻鋼の降伏応力 $\sigma_{0.2}$ と硬さの間には次式の関係が成立する。

$$\sigma_{0.2}=3.924\text{HV} - 352.6 \quad (2-1)$$

(2-1)式に本供試材のSRIQ焼入れ部の硬さHV=800を代入すると、 $\sigma_{0.2}=2787\text{MPa}$ が得られる。したがって、残留応力は降伏点を超えない範囲で存在しうると考えれば、表2-2に示したような高い圧縮残留応力は現実に生じしうるものと考えられる。

次に、X線応力測定結果の妥当性を評価するために、X線応力測定装置のメーカーであるリガク(株)/研究所に依頼して、同一試験片について種々の条件下での残留応力測定を実施した。その結果、回折プロファイルは正常な形状を示していることが確認され、同様の高い圧縮残留応力値が得られ、X線回折を用いて結晶格子面間隔を測定し、そのひずみから試料表面の応力を算出するX線応力測定方法においては、今回の残留応力測定結果の妥当性を検証できた。

Table 2-2 Residual stress at notch root of SRIQ specimens

Series	Effective hardened case depth(mm)	Residual stress (MPa)
An	0.5	-2570
Bn	1.1	-2402
Cn	1.8	- 670
Dn	3.1	- 540
En	Through hardened	- 270

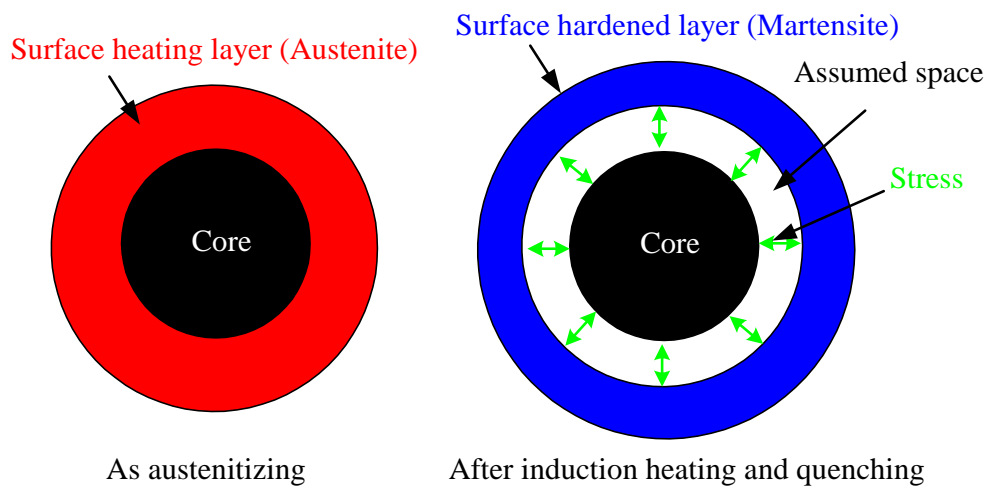


Fig.2-20 Schematic illustrations of residual stress generating mechanism during induction hardening

2.3.2.2 コンピュータシミュレーションによる残留応力解析

近年，コンピュータ技術の進展にともない，有限要素法を用いて，相変態による材料の組織，温度および応力／ひずみの場の連成を考慮した変態熱力学理論に基づく解析が実用化されている．そこで，磁場解析と温度 - 組織 - 応力の連成解析とを組み合わせ，切欠試験片のSRIQ過程を解析し，残留応力および金属組織を求めるとともに，実験による残留応力および硬さ分布との比較を行った⁽¹¹⁾．

図2 - 21に有限要素分割した試験片および加熱コイルのモデル（空間メッシュは省略）を示す．全要素数および節点数は1657および1655である．シミュレーションに用いた試験片は $\phi = 2.3$ ，Anシリーズの熱処理試験片に相当する．解析は1/4断面の軸対称問題として行い，解析条件は，周波数150kHz，コイル電流を5617Aで一定とし，0.13s加熱するとして，上下対称面は断熱とし，側面のみが加熱終了直後から90sまで水冷されるとした．

計算ソフトには磁場解析ソフト（MAGNA）と熱処理解析ソフト（HEARTS）を用いて連成解析した．このとき用いた材料特性は，日本材料学会塑性工学部門委員会データベース研究部会で実験，構築している応力 - ひずみ線図などのデータを用いた⁽¹²⁾．

図2 - 22に切欠底の表面から半径方向に沿った焼入後のマルテンサイト分布のシミュレーション計算結果，およびその断面硬さ分布の実測結果を示す．これより，それぞれの断面分布の傾向はほぼ一致し，また，有効硬化層深さ（JISによる有効硬さ450HV位置）の実測値が0.5mmであるのに対して，シミュレーション結果の50%マルテンサイト深さ位置は0.5mmと，これもほぼ一致することがわかった．

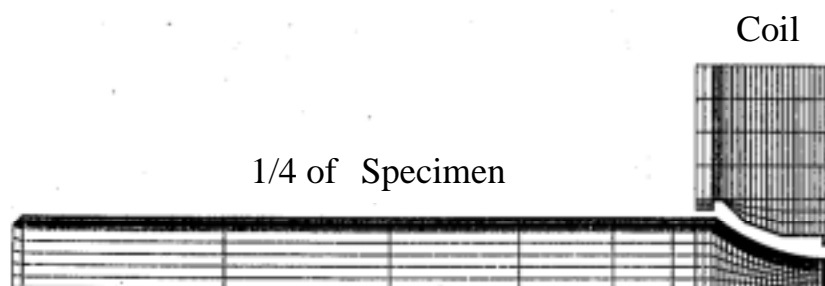


Fig.2-21 Two-dimensional model used for heat-treatment simulation
(a quarter of the specimen with a coil for induction heating)

第 2 章

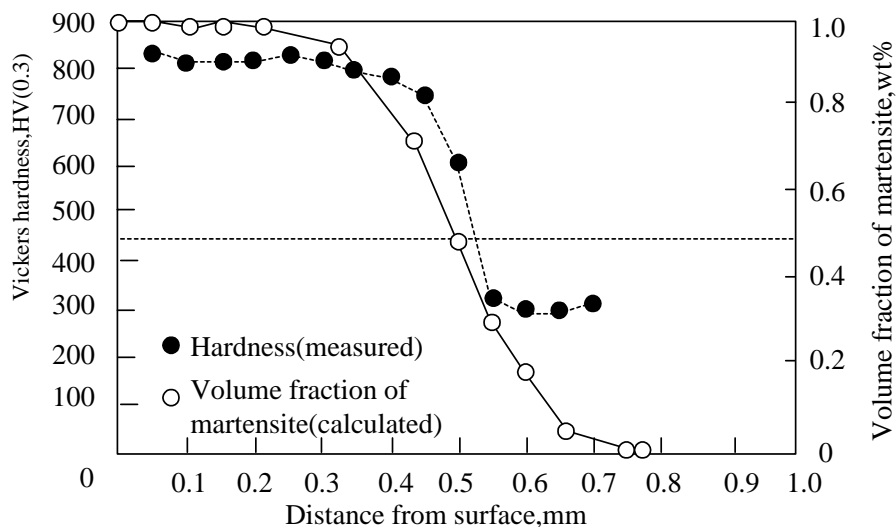


Fig.2-22 Simulated volume fraction of martensite and measured hardness

図 2 - 2 3 に、切欠底深さ方向の残留応力分布のシミュレーション結果を示す。有効硬化層深さである0.5mm付近まで、接線方向と軸(Z)方向では高い圧縮残留応力を示す。最表面での圧縮残留応力の計算値は、軸方向で接線方向の値の約1.7倍である - 2000MPaを示し、図中に示したX線回折法による実測値の - 2500MPaよりは低いものの極めて高い値を示した。

図 2 - 2 4 に、コイル電流を変えて有効硬化層深さを变化させた場合の切欠底での軸方向の圧縮残留応力値を示す。有効硬化層が浅くなるにしたがって、圧縮残留応力値は高く、軸方向と接線方向の値の差は大きくなり、やはりX線回折法による実測値と同様の傾向を示すことがわかった。

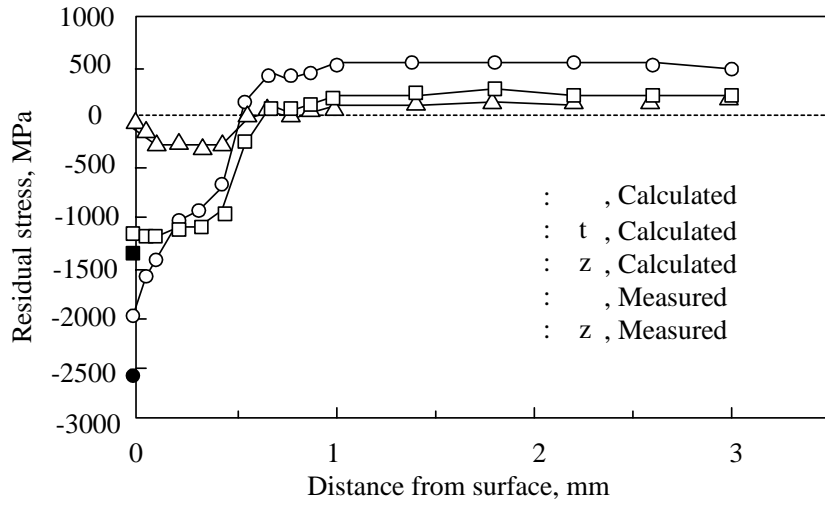


Fig.2-23 Residual stress distributions

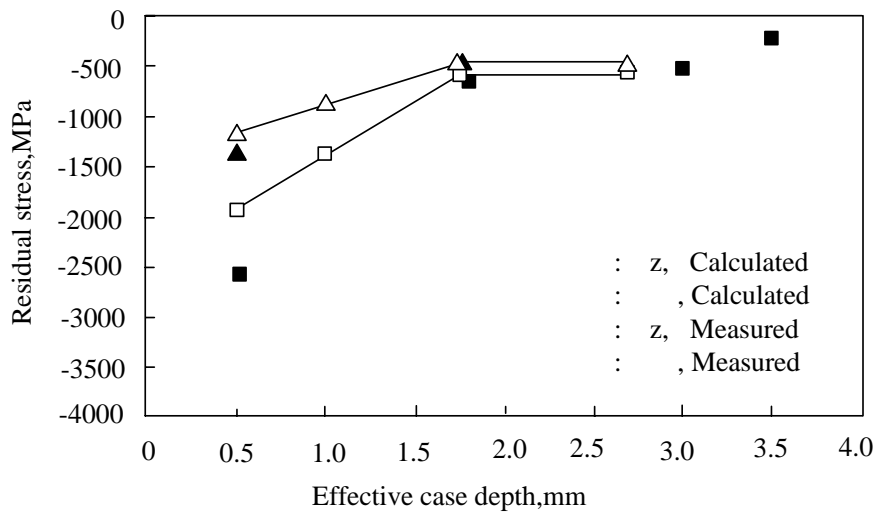


Fig.2-24 Effective case depth and residual stress

第2章

一方、本章第1節で示したように、試験片に切欠がない平滑材の場合、切欠材ほど大きな圧縮残留応力は得られていない。そこで、その理由について検討した。図2-25に切欠材と平滑材の焼入過程における応力・弾・塑性ひずみ線図のシミュレーション結果を示す。そのひずみ量は、平滑材に対し切欠材は大きく、例えば、加熱終了時(0.63秒)、平滑材が0.005%に対し、切欠材は0.03%であった。このように、加熱および冷却過程において、切欠材は非常に大きな塑性ひずみを受けているのは、焼入過程で発生する熱応力あるいは変態応力が切欠底に集中して大きな内部応力が発生しているためと考えられる。

そこで、このことを明らかにするために、応力集中係数(応力集中の度合)が異なる切欠材($\sigma_c = 1.43$ および 1.93)を作製し、それらに対して、図2-13に示したAn, Bnシリーズの熱サイクルでSRIQを施した後、切欠底の残留応力を測定した。その結果、図2-26に示すように、切欠底の応力集中係数の増加にともない、圧縮残留応力の値も増大することが実測でも明らかになり、シミュレーション結果の妥当性が検証できた。

図2-27は、平滑材と切欠材のシミュレーションによる残留応力分布マップを示す。圧縮残留応力の最大の絶対値は、平滑材では表面全体に -1000MPa であるのに対して、切欠材では切欠近傍に $-2000 \sim -2300\text{MPa}$ 程度が算出された。すなわち、切欠材では、平滑材に応力集中係数($\sigma_c = 2.3$)をかけた程度の高い圧縮残留応力が生起することがわかり、このことから、切欠底には、圧縮残留応力も、いわば応力集中していることと考えられる。

以上のように、シミュレーション計算による切欠材でのSRIQ過程の解析を行った結果、焼入過程で発生する応力が切欠部に集中して大きな塑性ひずみが生じ、そのために極めて高い値の圧縮残留応力が切欠底近傍に応力集中するがごとく生起することが明らかになった。

一方、回転曲げ試験の圧縮側負荷部においては、このような高い圧縮残留応力と圧縮負荷応力を加えた応力がかかることが想定され、Anシリーズにおいては、 4000MPa を超える圧縮負荷応力がかかると考えられる。この圧縮応力による降伏現象が懸念されるが、現実には発生していないと考えられ、今後の研究課題である。

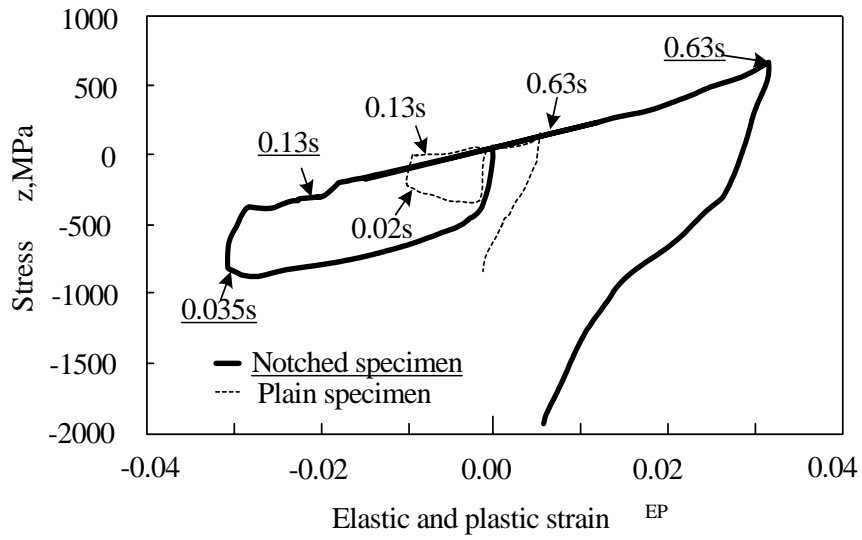


Fig.2-25 Stress-elastic and plastic strain diagram

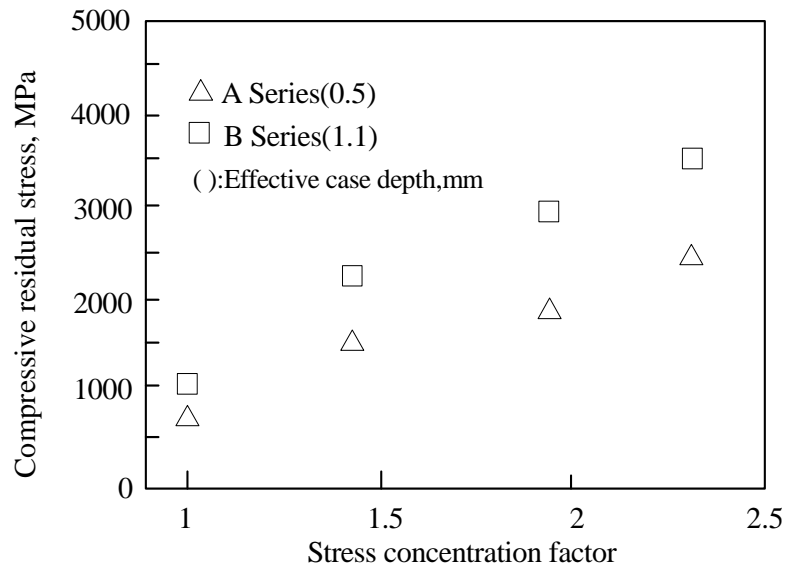


Fig.2-26 Relation between compressive residual stress and stress concentration factor

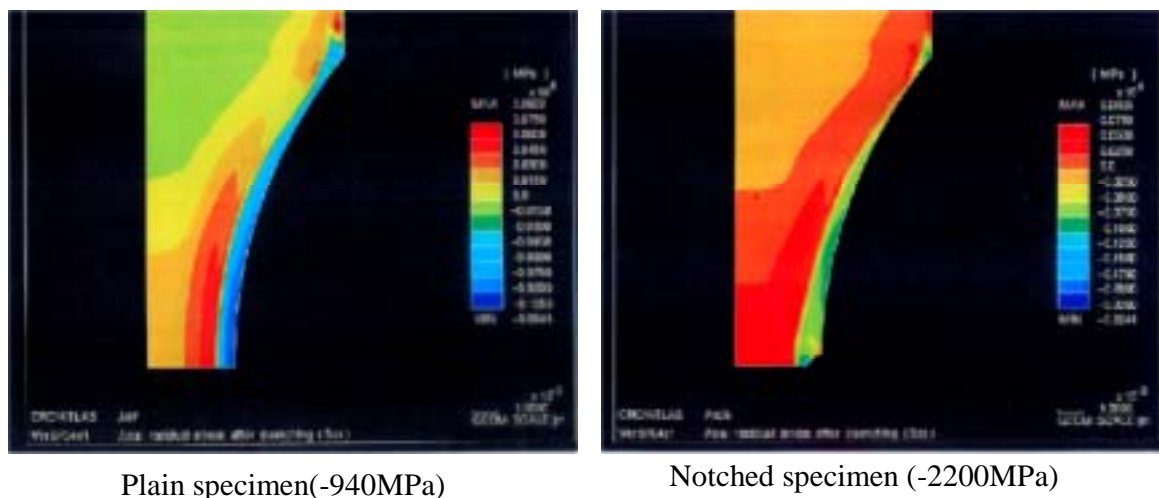


Fig.2-27 Residual stress distribution (Plain and notched specimens)

2.3.2.3 疲労破壊機構におよぼす圧縮残留応力の影響

前述したような極めて高い圧縮残留応力の効果により疲労強度が上昇する要因について検討を加える。

本供試材の硬化層に相当するような高硬さ鋼（HV=800程度）の場合には，繰返し初期段階に基底と介在物とがはく離し，そこを起点として疲労破壊が生じるため，疲労強度は硬さから期待されるほど上昇しないことが知られている^{(13)~(15)}。本供試材の場合には，表2-2に示したように高い圧縮残留応力が存在することから，このような介在物起点のき裂発生が抑制され，その結果，高い疲労強度が得られたと考えられる。

そこで，実際に圧縮残留応力の存在により表面硬化層における介在物のはく離が抑制されるか否かを調べるために，以下のような実験を行った。

まず，表面の圧縮残留応力値が大きく異なる2種類の供試材を作製するために，硬化層深さが0.5mmおよび2.5mmとなるような条件でSRIQした結果，試験片表面の残留応力は，それぞれ - 1000MPaおよび - 400MPa程度の値が得られた。なお，表面観察を容易にするため，ここでは前節の平滑材と同様，最小径7mm，R = 20mmの回転曲げ疲れ試験片を用いた。つぎに，これらの試験片に800MPaおよび1000MPaの繰返し応力のもとで 10^5 回の負荷を与えた後に，試験片表面の介在物周辺を詳細にSEM観察した。

その結果，硬化層深さ2.5mmで圧縮残留応力が - 400MPaの試験片では，図2-28(a)

に一例を示すように、介在物が基地からはく離している様子が明瞭に認められたが、 -1000MPa 程度の高い圧縮残留応力を有する硬化層深さ 0.5mm の試験片の場合には、図2-28(b)に示すように、繰返し負荷後も介在物と基地とはく離は認められなかった。

このように、高い圧縮残留応力は疲労強度向上に大きく寄与するが、条件によっては繰返し応力負荷により減衰することが指摘されている。この問題については基本的に硬化層内部の非硬化部が、応力負荷時に材料の降伏強度以上の応力を受け、塑性変形するために、表面の残留応力が減衰するものと考えられ、第5章第3節で考察する。

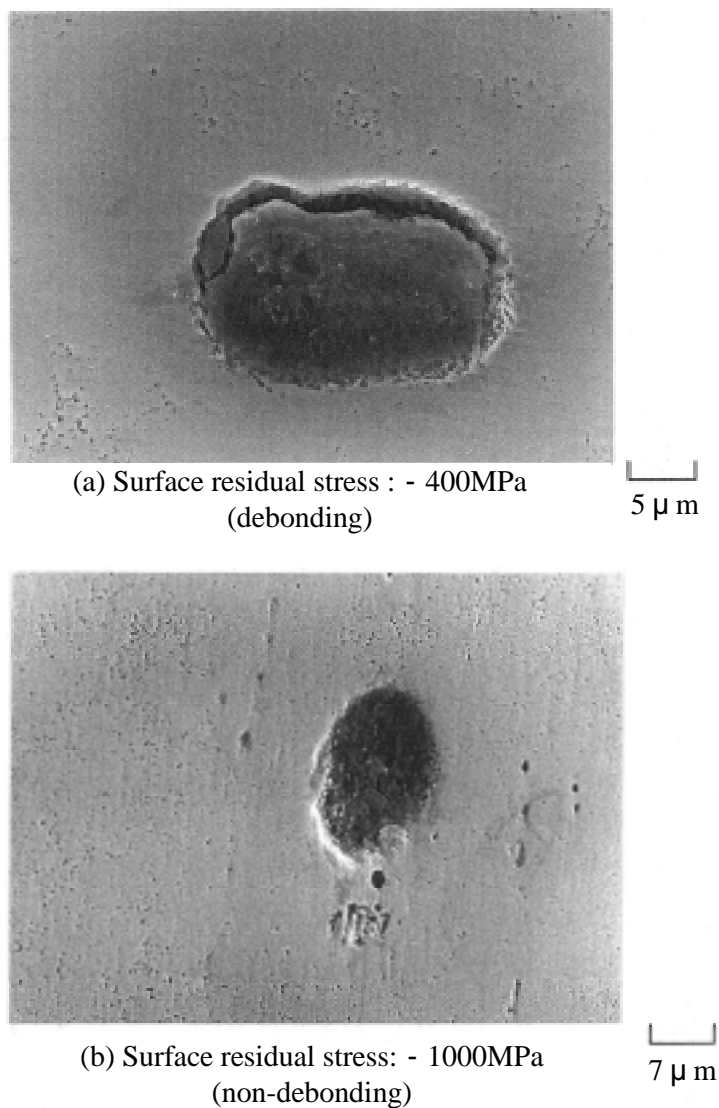


Fig. 2-28 Effect of compressive residual stress on debonding of inclusion

第 2 章

2.4. 結言

本節では、超急速短時間加熱焼入れ(SRIQ)を施した S 45 C 鋼の切欠材の回転曲げ疲れ試験を行い、疲労強度、破壊機構におよぼす超急速短時間加熱焼入れの効果について、とくに切欠底に生起する圧縮残留応力と関連づけて検討・考察を加えた。

得られた結論を以下に示す。

- (1) 切欠を有する試験片では、内部破壊が抑制されて、切欠底で表面破壊が起きるため、超急速短時間加熱焼入れによる疲労強度改善効果を有効に引き出すことが可能である。
- (2) 切欠を有する試験片に超急速短時間加熱焼入れを施すと、極めて高い圧縮残留応力を有する硬化層の形成が可能である。このように高い圧縮残留応力が切欠底に生起するのは、焼入過程で発生する応力が切欠部に集中して大きな塑性ひずみを生じるためと考えられる。
- (3) 超急速短時間加熱焼入れした切欠試験片の場合、硬化層に存在する高い圧縮残留応力の効果により、高い疲労強度が得られる。これは、介在物を起点とする疲労破壊が抑制され、その結果、試験片表面の基底を起点として破壊が生じたためと考えられる。

参考文献

- (1) 例えば 中村宏：高周波焼入と疲労強度(1963)日刊工業新聞社。
- (2) John M. Storm, Michael R. Chaplin：Heat Treat19-6(1987)。
- (3) Y.Misaka, Y.Kiyosawa, K.Kawasaki and T.Yamazaki, Wilson O. Silverthorne：SAE TECHNICAL PAPER SERIES, 970971(1997)。
- (4) 川寄一博, 三阪佳孝, 清澤裕, 山崎隆雄：熱処理, 39-5, (1999), 257-263。
- (5) 堀川武, 中村宏, 河村昌彦, 川寄一博, 三阪佳孝：材料, 46-11, (1997), 1242-1247。
- (6) 片平和俊, 鈴木秀人, 魯勤武, 川寄一博, 三阪佳孝：日本機械学会論文集, 64-622, A (1998), 1487-1492。
- (7) 例えば 早山徹：日本機械学会論文集, 41-343, (1975), 721-727。
- (8) 小茂鳥潤, 清水真佐男, 井上史, 三阪佳孝, 川寄一博：第44回日本熱処理技術協会講演大会概要集, (1998.5), 29-30。
- (9) 川寄一博：熱処理大学テキスト, 日本熱処理技術協会主催(1993)。
- (10) 金属材料技術研究所 / 疲労データシート資料5, (1989), 金属材料技術研究所。
- (11) 生田文昭, 堀野孝, 三阪佳孝, 川寄一博：日本材料学会第47期学術講演大会論文集, (1998.5), 83-84。
- (12) 塑性工学部門委員会材料データベース研究部会：材料, 51-3, (2002), 350-355
- (13) M. F. Garwood, M. Genasamer, H. H. Zurgurg, J. T. Burwell, M. A. Erickson and F.L.Laque：“Interpretation of Test and Correlation with Service”, 1, (1951), ASM。
- (14) 西谷弘信, 緒方隆史, 遠藤正浩：日本機械学会論文集, 50-453, A (1984), 1104-1110。
- (15) 小沼静代, 古川徹：材料, 38-433, (1988), 1128-1132。

第3章 高周波焼入材の静的特性および疲労特性におよぼす熱処理前組織の影響

第1節 高周波焼入材の静的特性におよぼす熱処理前組織の影響

1.1.1 緒言

高周波焼入れは、急速・短時間加熱と急速冷却によって行われ、表面付近の高い硬さと高圧縮残留応力、さらに微細結晶粒などの特徴をもち、機械部品の疲労強度、耐摩耗性および靱性の向上に役立っている⁽¹⁾。

一方、急速短時間加熱オーステナイト（ ）化焼入れゆえに、加熱時間（速度）、熱処理前組織が 化過程に大きく影響することが報告されている^{(1)~(13)}。例えば急速加熱時の変態点に関する報告では、特に A_{C3} 変態点が加熱速度の上昇とともに上昇することが報告されている⁽⁴⁾。Orlichは加熱温度が変態点におよぼす影響を組織とオーステナイト結晶粒度、硬さの観点からまとめ、これらの関係をTTA（Time-Temperature-Austenitization）線図として表している⁽³⁾。川寄らは同様のTTA線図に硬さと結晶粒度を入れ、上限線（結晶粒度が8より粗大化しない条件）などを設定し、高周波加熱時の最適 化条件を明示している⁽¹³⁾。また、前組織の高周波加熱 化への影響について、宇野らは、フェライト+パ-ライト組織のフェライトの幅や大きさが硬さ分布に与える影響を評価し、フェライト幅が大きいほど高周波焼入れ後の硬さ分布のばらつきが大きくなることを報告している⁽⁹⁾。瓜田らは、高周波焼入れ後の機械的性質におよぼす炭化物と合金元素の影響について評価しており、高周波焼入れ性を安定して高める主要元素はMo、Mnであること、Crは球状化焼きなまし組織では A_{C3} 点を上昇させ、高周波焼入れ性を劣化させることを報告している⁽¹⁰⁾。

しかし、種々の前組織の急速短時間加熱 化への影響について、系統的にまとめられたデータは少なく、疲労強度への影響について論じられたものは少ない。また、本論文で取り上げている加熱時間が1s以内の超急速短時間加熱焼入れ（SRIQ）の場合には、なお一層、前組織の影響が大きいと考えられるが、研究例は見当たらない。

そこで、本章では高周波焼入れで一般的に最も多く使用されている機械構造用炭素鋼のS45C鋼を用い、高周波焼入れ前の組織（前組織）として、フェライト(F)+パ-ライト(P)およびF+球状セメンタイト(Cm)の形態が、まず、加熱時間が秒単位である通常の高周波焼入れ材での金属組織、結晶粒度、硬さ、残留応力分布、疲労強度におよぼす影響を調べたの

第3章

で、以下にその結果を述べる。なお、SRIQ時の前組織の影響については後の5章で歯車を対象とした実験結果で示す。

1.2. 実験方法

1.2.1 供試材

供試材にはS45C鋼を用い、表3-1にその化学成分を示す。前組織の調整の前に均一化焼きなまし（炉加熱により加熱温度850（1123K）、24hr）を行った後、図3-1に示す熱処理サイクルで種々の前熱処理を施し、高周波焼入れの前組織として、図3-2に示す6種類、すなわち、フェライト(F)+パーライト(P)のF面積が20、35、45%の3種類（F20、F35、F45）、F+球状セメントイト(Cm)のCmの大きさが1.3、1.5 μ mの2種類（SC-S、SC-L）、焼戻しマルテンサイト（QT）を作製した。

Table 3-1 Chemical composition (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
S45C	0.48	0.16	0.66	0.018	0.024	0.01	0.03	0.12

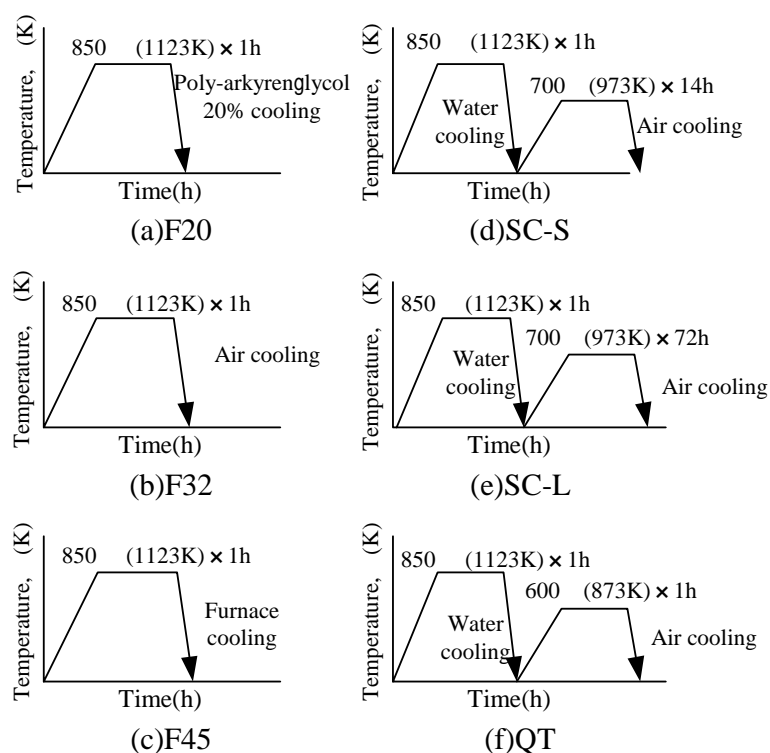


Fig.3-1 Heating cycles of pre-heating before induction heating and quenching

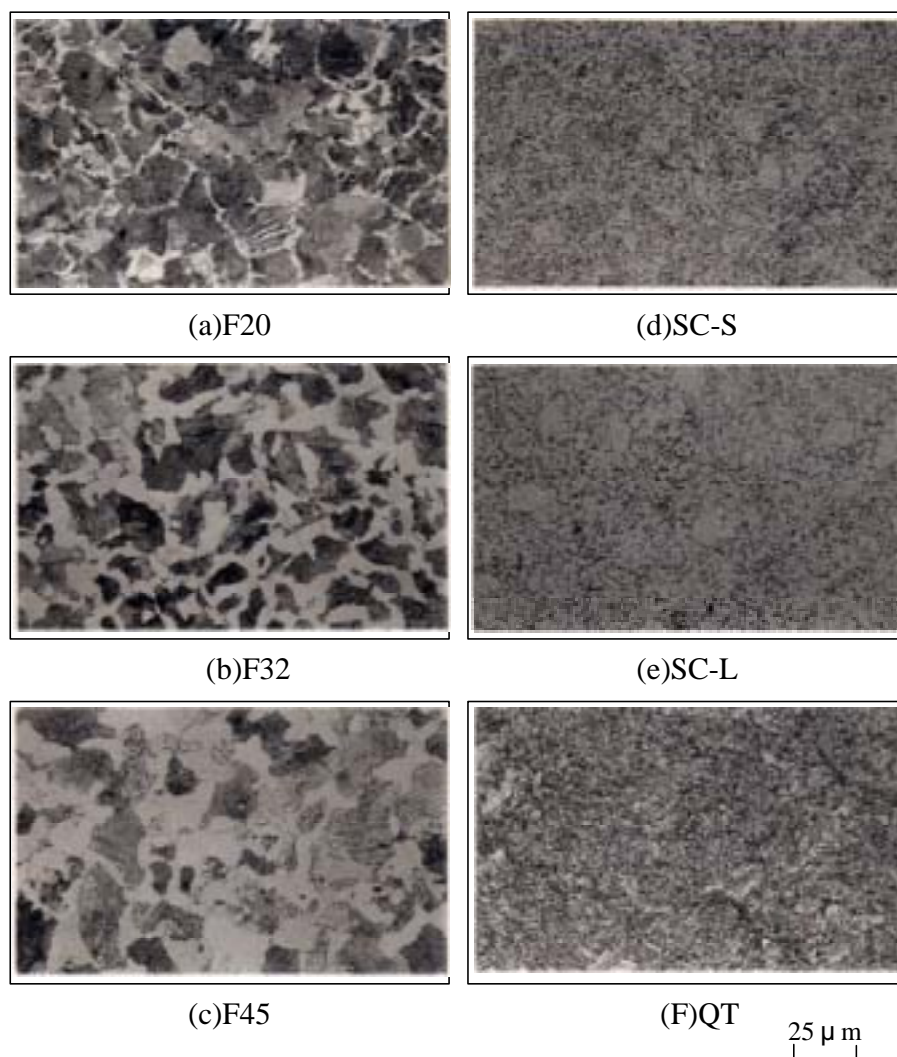


Fig.3-2 Microstructures before induction heating and quenching

1.2.2 TTA (Time-Temperature-Austenitization) 線図の作成

熱処理シミュレーション装置（変態点測定装置Formastor-F：富士電波工業(株)製）を用い、オーステナイト（ γ ）化加熱温度827～1027（1100～1300K）まで、昇温時間10s（加熱速度110～130 /s）で急速加熱し、1、5、10、50s保持したのち、Heガス噴射により急冷して焼入れした。このように全体焼入れした試験片（ $3 \times L10$ ）の硬さ、金属組織、結晶粒度を求め、TTA線図を作成した。

第3章

1.2.3 実機(工業用高周波焼入装置)での高周波焼入試験

試験片形状は $30 \times L200$ とし、目標の硬化層深さを1, 3, 5mmとして、実機の高周波熱処理装置(200kHz, 100kW, 8kHz, 150kW)を用いて移動焼入れを行った。図3-3に高周波移動焼入れ状況を示す。目標とする硬化層深さを得るための熱処理条件として、図3-4に示す熱処理サイクルを設定した。すなわち、オーステナイト()化温度、昇温時間(加熱速度)を、1mmの場合は925 (1198K)、1.5s(800 /s)で放冷無し、3mmの場合は1070 (1343K)、2.5s(500 /s)で放冷無し、5mmの場合は1060 (1333K)、2.7s(500 /s)で放冷0.8sとして、それぞれ、急速加熱・放冷(有または無)した後、水噴射により急冷して焼入れした。その後、試験片の断面硬さ分布、残留応力分布を測定した。



Fig.3-3 Appearance of induction heating and quenching system

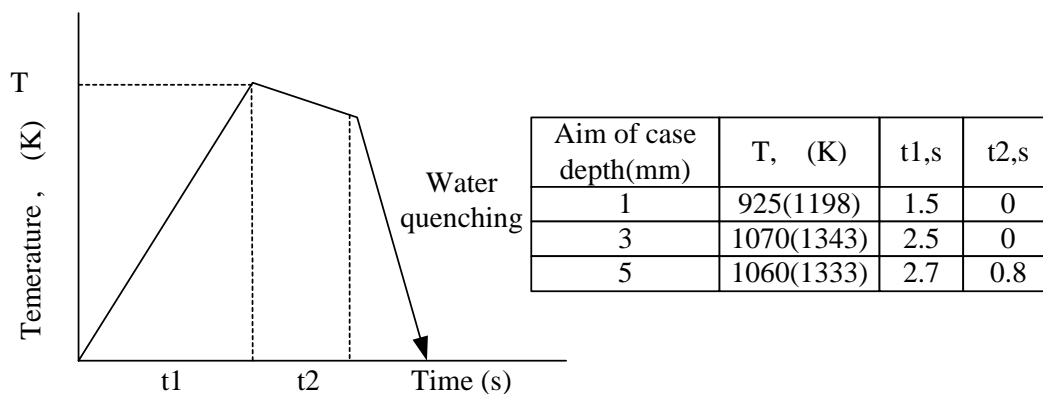


Fig.3-4 Heating cycles of induction heating and quenching

1.3. 実験結果および考察

1.3.1 オーステナイト化条件の影響 (TTA線図の比較)

図3-5に保持時間1sでのオーステナイト()化加熱温度と硬さの関係を示す。QT材では低温(827 (1100K))加熱 化焼入れでも均一な高硬さが得られた。一方、フェライト(F)面積が多いF45材や炭化物が球状化したSC-S材では、低温加熱 化焼入れでは硬さが低く、バラツキも大きいことがわかった。また、これらの材料では、高温になると平均硬さは上がるものの1027 (1300K)でもQT材ほどの高硬さは得られず、またバラツキも大きかった。この結果より、F45材やSC-S材では、1027 (1300K)の高温加熱でも均一な 化は難しいと考えられる。

図3-6 ~ 3-11に、各前組織材のTTA線図を示す。 化が十分かどうかは、倍率400倍の光学顕微鏡で観察して、未溶解のFや炭化物が見られないことを基準にして判定し、その限界条件を結んで下限線とした。なお、未溶解のFや炭化物が残存すると硬さが低下したり、ばらつきも生じるので、下限線の設定には硬さ測定結果も参考にした。また、あまり高温長時間に加熱しすぎると結晶粒は粗大化するので、高周波焼入れの特徴でもある微細結晶粒 (No.8以上) が得られる限界条件を結んで上限線とした。

図3-12にこのようにして求めた各前組織材のTTA線図の下限線を比較した結果を示す。QT材が最も低温短時間側に位置し、以下F20, F32, F45, SC-S, SC-Lの各材の順に高温長時間側にシフトし、この順で 化しにくくなると考えられる。すなわち、この順にラメラ状炭化物、および球状炭化物の分解、固溶、均一拡散に時間がかかることを示していると考えられる。

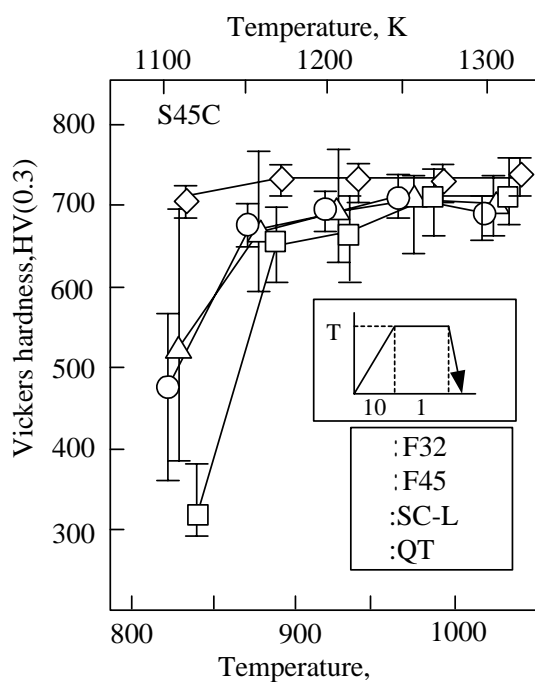


Fig.3-5 Relationship between heating temperature and hardness of various microstructures before induction heating and quenching

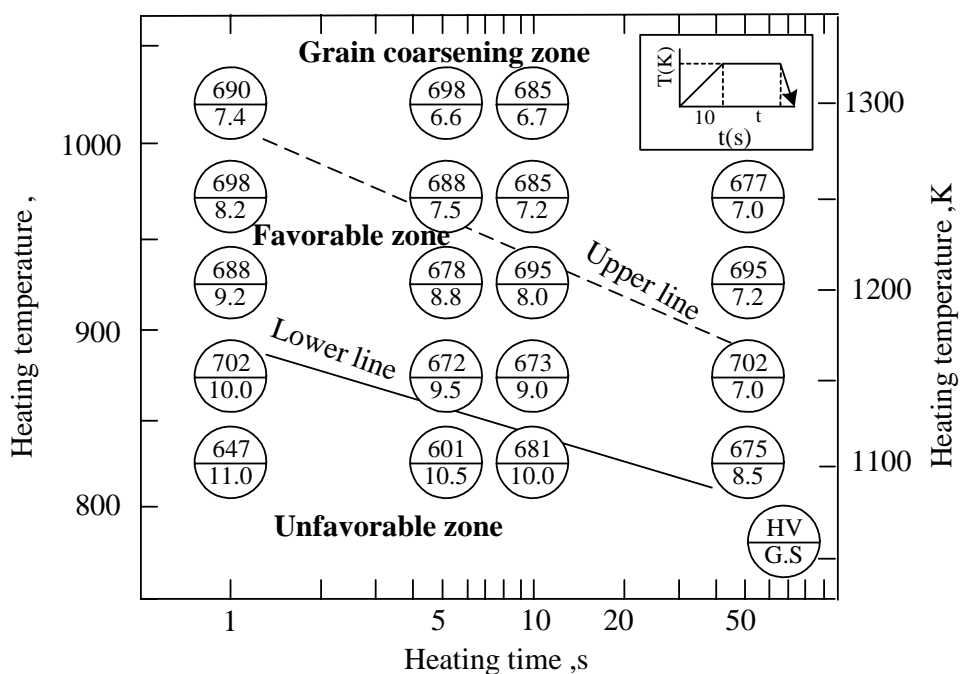


Fig.3-6 TTA diagram of F20 material (S45C, Ferrite area=20%)

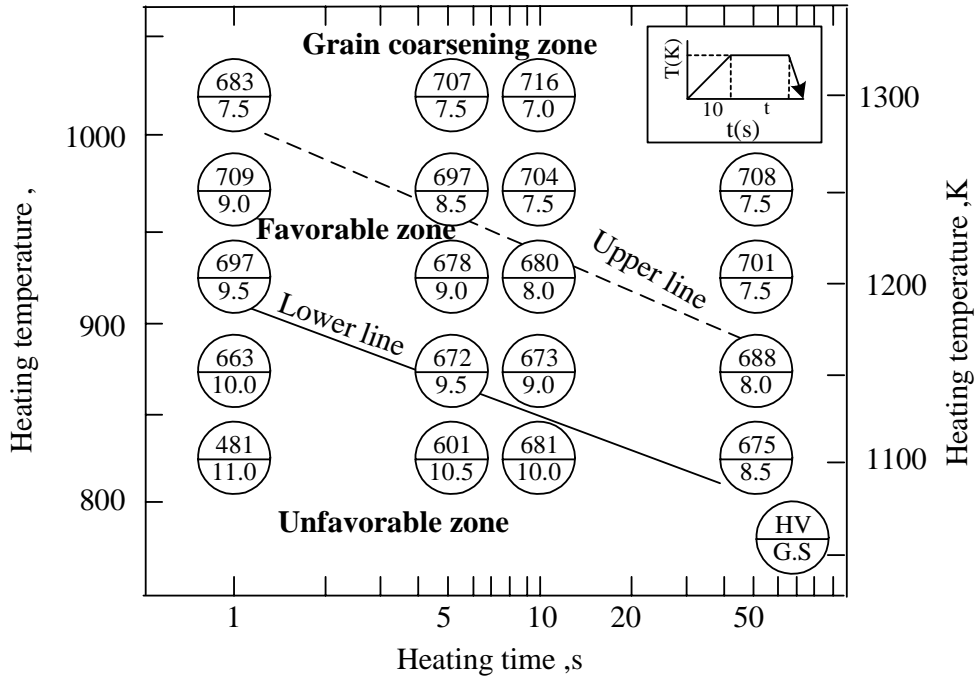


Fig.3-7 TTA diagram of F32 material (S45C,Ferrite area =32%)

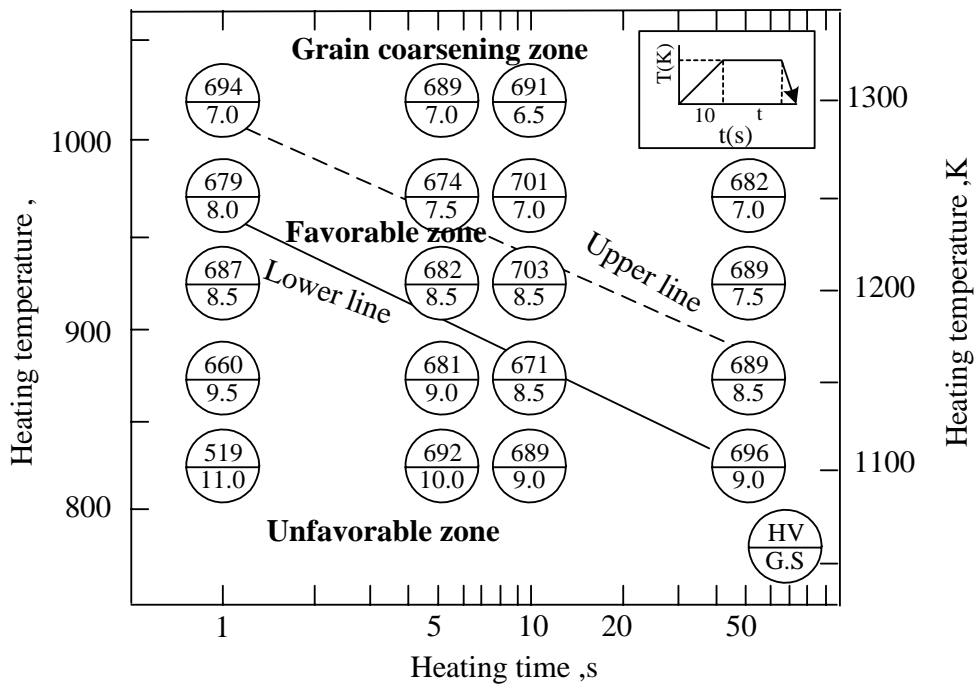


Fig.3-8 TTA diagram of F45 material (S45C,Ferrite area=45%)

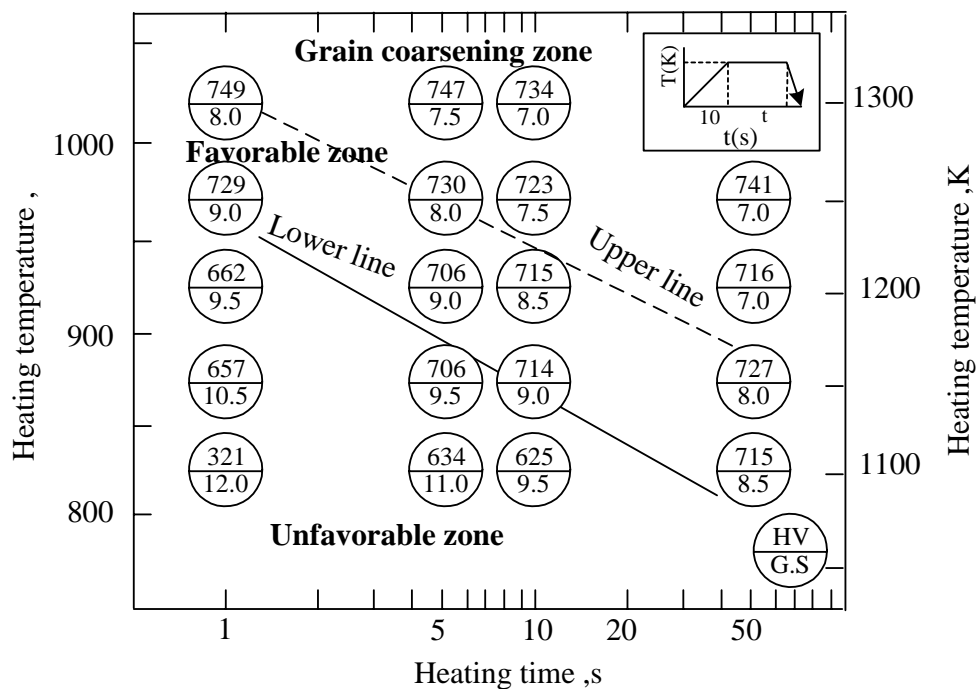


Fig.3-9 TTA diagram of SC-S material (S45C,Spheroidized small cementite)

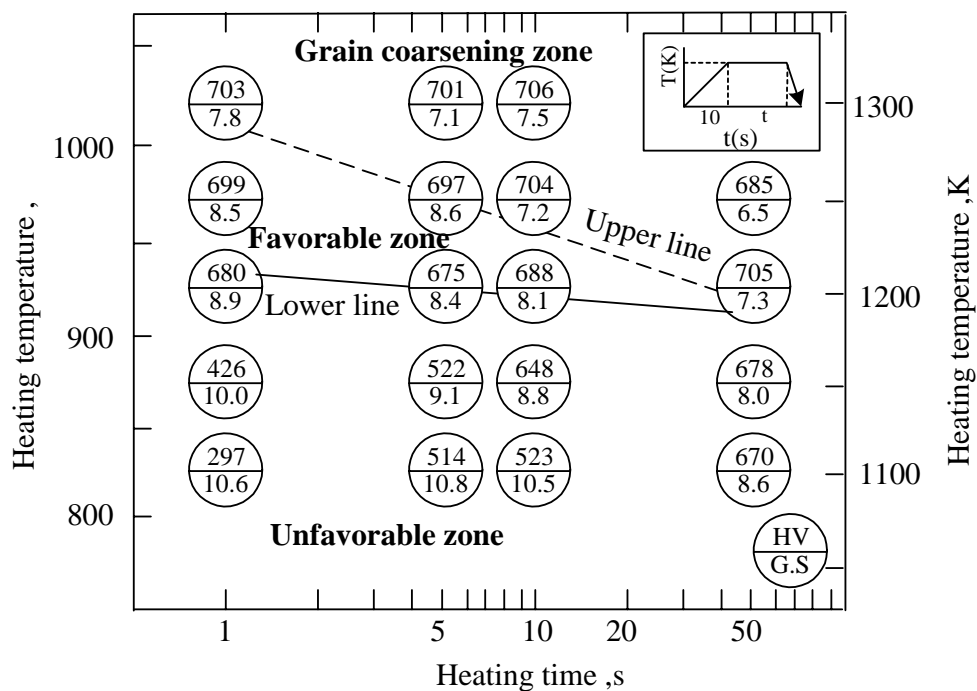


Fig.3-10 TTA diagram of SC-L(S45C,Spheroidized large cementite)

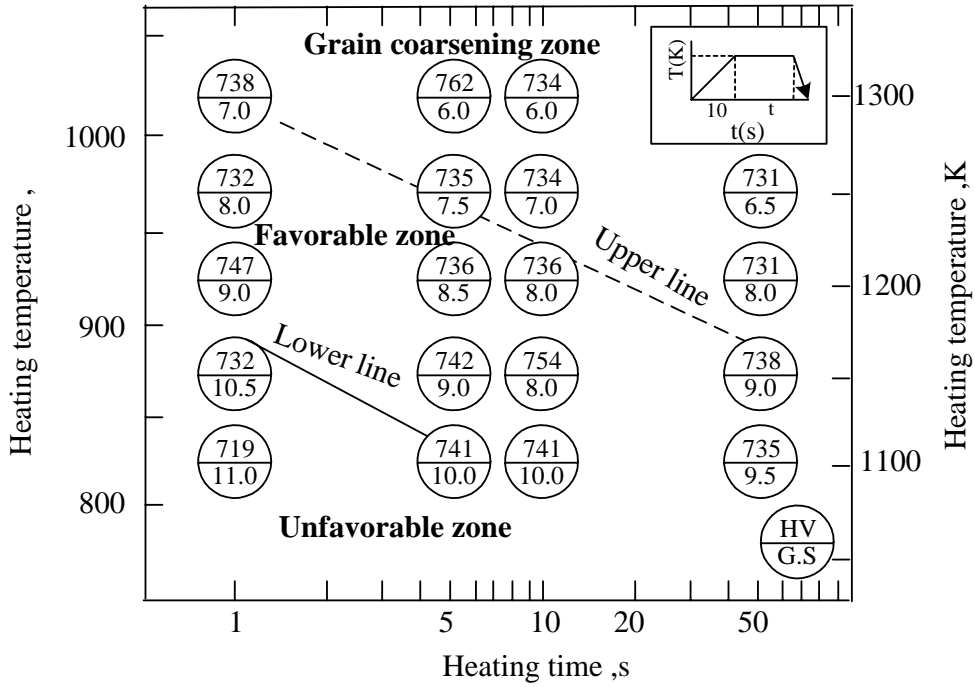


Fig.3-11 TTA diagram of QT(S45C, Tempered martensite)

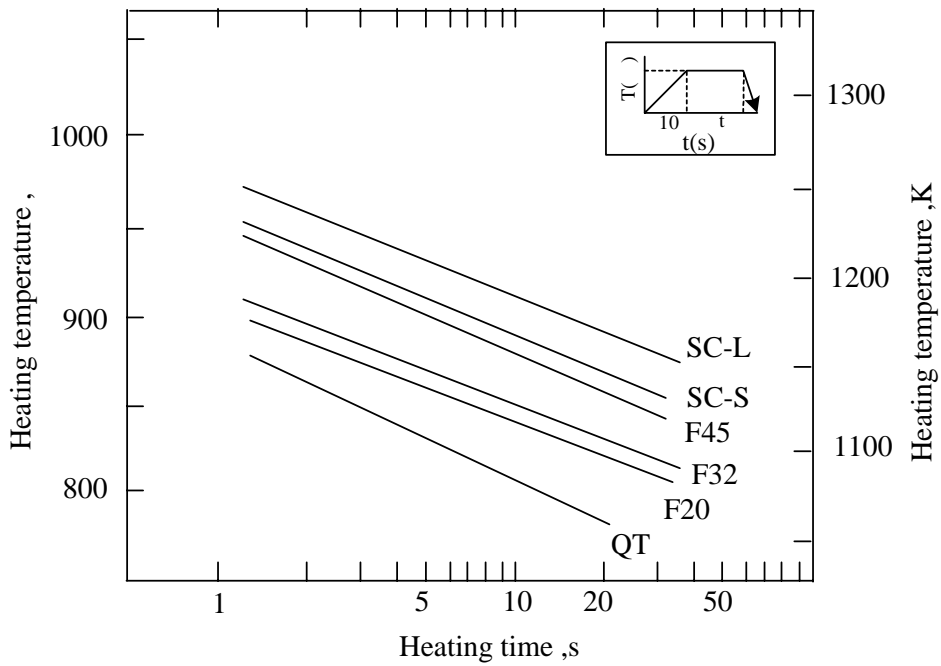


Fig.3-12 Influence of microstructure before induction heating and quenching on lower limit line of TTA diagram (S45C)

第3章

図3-13にF32, SC-L, QT各材での高周波熱処理(加熱温度877 (1150K), 保持時間5s)前後の炭素分布をEPMAにより分析した結果を示す。QT材では熱処理前にも均一な炭素分布を示すのに対して, F32材, SC-L材では熱処理前の炭素分布に大きな濃淡が存在し, この濃淡は高周波焼入後に少し緩和されるものの, 残留することがわかった。すなわち, 図3-5や図3-12で示したオーステナイト()化特性の差は, 主に炭素分布に起因すると考えられる。

鋼の 化過程における炭素の拡散について考察するには, 炭化物の分解, 固溶, 拡散, 鋼のフェライト(F)+球状セメンタイト(Cm)組織から への変態等を考慮する必要がある。炭化物の分解, 固溶, 拡散については次章で述べるとして, 本章では, F+パーライト(P)組織のFへの炭素の拡散についてFickの法則や拡散理論を用いて考察する。

固体内の拡散については, Fickの法則がよく知られており, 棒材の単位面積の断面を通過して, 単位時間に拡散する溶質の量 J は, 濃度勾配 dc/dx に比例するとして(3-1)式で表されるFickの第一法則で示される⁽¹³⁾

$$J = -D \frac{dc}{dx} \quad (3-1)$$

J : 単位時間に拡散する溶質の量, D : 拡散係数 c : 濃度, x : 拡散距離

また, 拡散係数 D については, ある温度範囲で同じ拡散機構が支配的である限り, (3-2)式で示される。

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (3-2)$$

D_0 : 拡散の振動数因子, Q : 活性化エネルギー, R : 気体常数, T : 絶対温度

さらに, ある点に存在した原子が拡散によって t_s 間にある点から平均 r の距離に移動するとした場合, その移動平均距離 r は(3-3)式で示される。

$$r = \sqrt{Dt} \quad (3-3)$$

これら(3-2), (3-3)式を考え合わせると, 中での炭素の拡散による移動距離 r は(3-4)式で表され, 温度 T と時間 t により決まることがわかる。

$$r = \sqrt{D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) t} \quad (3-4)$$

すなわち、高周波焼入れのような加熱時間 t が短い場合、均一化するためには温度 T を上げる必要があることになるが、温度 T を上げすぎると結晶粒が成長して粗大化したり、表面焼入時の硬化層が必要以上に深くなる場合があり、実用上、限界がある。そのため、たとえば、大きな移動距離が必要なF面積の大きいF45材では、炭素がより均一に分散分布するためには、時間 t が一定とすれば温度 T を上げることになるが、上記の限界があるために温度 T を十分に上げきれない場合は、炭素が移動し均一分散しきれず未溶解のFやセメントイト(C_m)が残存し、焼入後、部分的に低炭素マルテンサイトを生成して十分な硬さが得られないという問題が生じやすくなる。

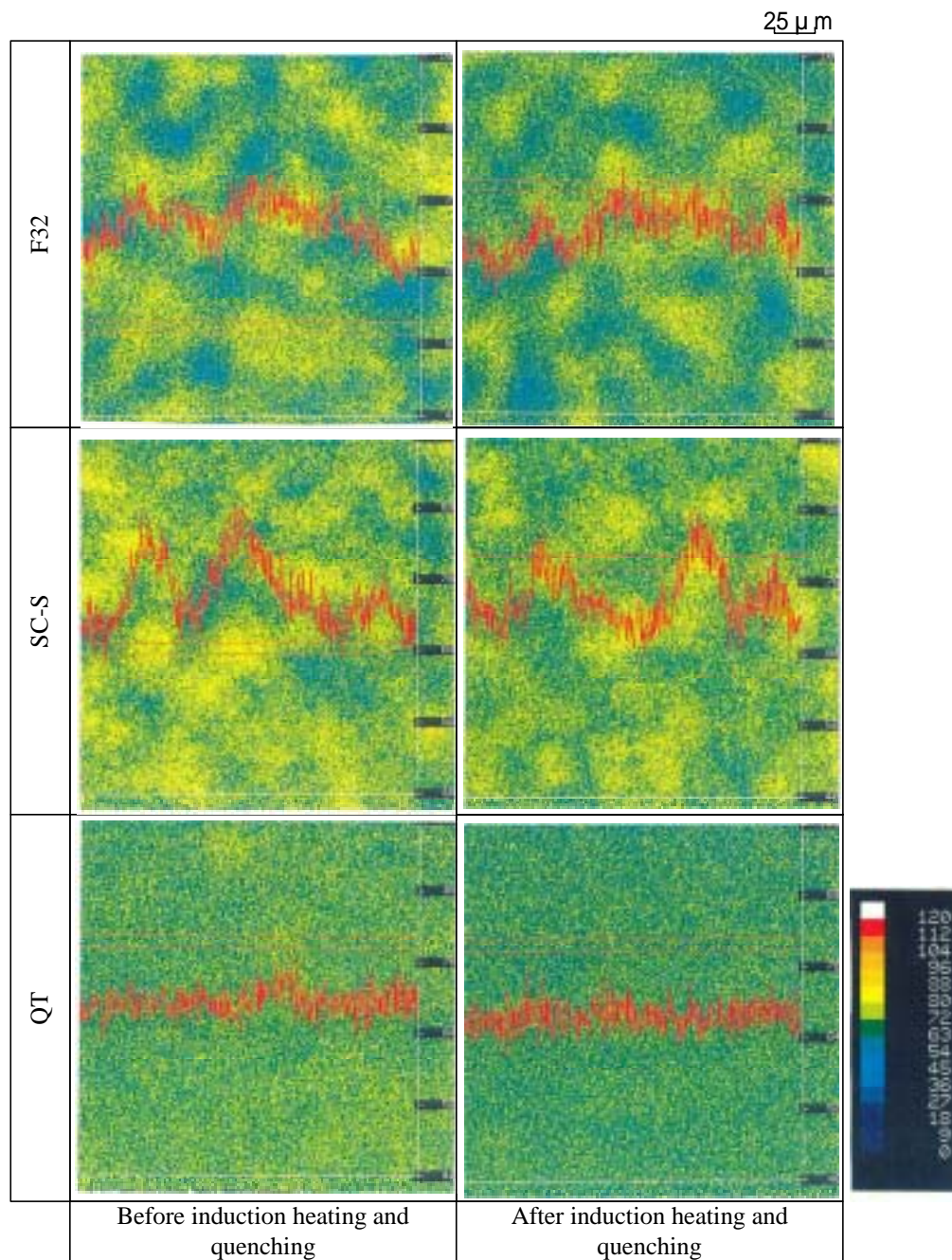


Fig.3-13 Carbon distribution of various microstructures before and after induction heating and quenching by EPMA analysis (Induction heating and quenching condition : heating rate 500 /s, heating temperature 877 (1150K), holding time 5s,)

1.3.2 実機での高周波焼入試験結果

図3-14に高周波焼入目標硬化層深さ3mmの場合の各前組織材の断面硬さ分布と残留応力分布を示す。硬化層深さはQT材で最も深く、F32材、F45材、SC-S材の順で浅くなっている。これは前述のTTA線図の下限線比較でのオーステナイト()化が容易な順と一致する。また、図3-15に目標の硬化層深さと実測の有効硬化層深さとの関係を示す。この図より、同一条件で高周波焼入れしているにもかかわらず、前組織により、得られる硬化層深さは異なり、目標の硬化層深さが5mmの場合、QT材とSC-S材では約2mmもの有効硬化層深さの差となって現われることがわかった。

残留応力分布では、最大値がQT材で最も大きく、F32材、F45材、SC-S材の順に小さくなり、最大値を示す位置もQT材で最も深く、F32材、F45材、SC-S材の順で浅くなることわかった。高周波焼入時の圧縮残留応力発生機構としては、急熱急冷によりマルテンサイト変態して硬化・膨張した表面が、急熱急冷により膨張収縮しない心部に拘束されることにより、表面部に圧縮残留応力が生成することが考えられる。米谷らは残留応力の発生過程における材料の降伏強度やマルテンサイトの発生温度の高低が残留応力値の大きさを左右するとしている⁽¹⁵⁾。今回、QT材で最も高い圧縮残留応力値が得られたのは、素材つまり心部の降伏強度が高いことにより、焼入時の表面部膨張に対し、心部の内側に向けての引張力が高くなった結果、相対する表面の圧縮残留応力が高くなったためと考えられる。

第 3 章

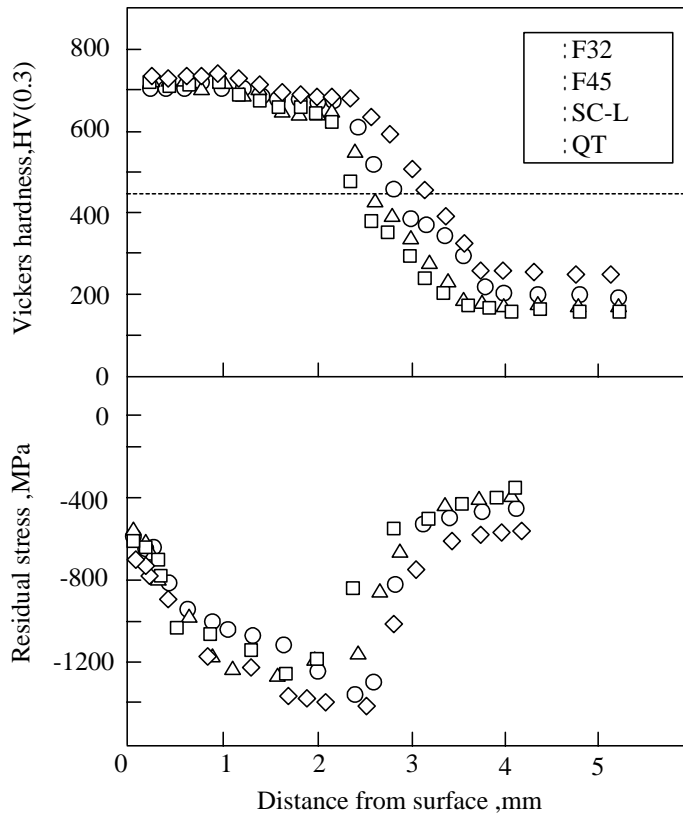


Fig.3-14 Influence of microstructure before induction heating and quenching on vickers hardness distribution and residual stress distribution after induction heating and quenching

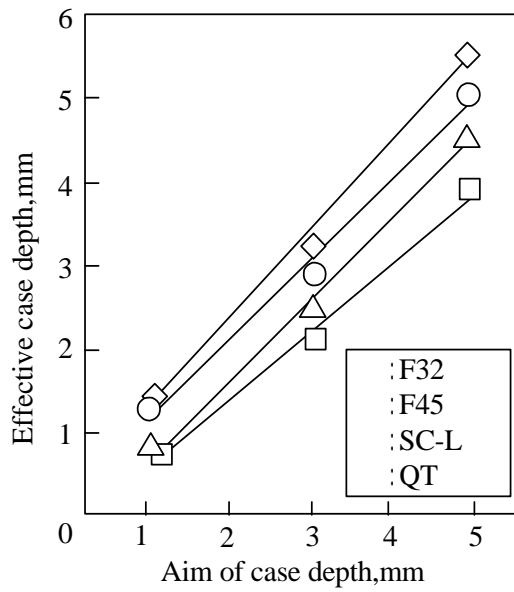


Fig.3-15 Influence of prior microstructure on effective case depth after induction heating and quenching

1.4 結言

S45C鋼の高周波焼入材の組織や硬さにおよぼす熱処理前組織の影響を明らかにするために、前処理条件を変えて、種々の前組織、すなわち焼戻マルテンサイト材、フェライト面積が異なるフェライト+パーライト材、炭化物の球状化材を作製し、シミュレーション試験によりTTA（Time-Temperature-Austenitization）線図を作成して適正オーステナイト（ ）化条件範囲の違いを求めた。また、実機（工業用高周波焼入装置）を用いて、丸棒試験片を種々の温度で高周波表面焼入れし、硬さ分布、残留応力分布測定を行い前組織の影響を検討した。

得られた結果を以下に示す。

- (1)同じ熱処理サイクルで高周波焼入れしたTTA線図において、均一オーステナイト化は、焼戻マルテンサイト材が最も容易で、次がフェライト+パーライト材でフェライト面積が小さいほど容易であったが、球状化材は、高温加熱を行っても均一オーステナイト化は難しかった。
- (2)焼戻マルテンサイト材が、急速短時間加熱で最も均一オーステナイト化が容易であるのは、元々炭化物（炭素）がほぼ均一分布し大きさも微細なため、オーステナイト化加熱中での炭化物の分解と炭素の固溶が迅速に行われ、拡散均一化までの炭素の移動時間も少なく済むためと考えられる。
- (3)一方、球状化材やフェライト面積の大きなフェライト+パーライト材で均一オーステナイト化が容易ではないのは、炭化物が大きく分解・固溶に時間がかかり、かつ基地のフェライト面積も大きく拡散均一化までの移動距離（拡散時間）も長いと考えられる。
- (4)種々の前組織の丸棒試験片を同条件で高周波表面焼入れした結果、前組織が異なると硬さ分布（有効硬化層深さ）や残留応力分布も異なることがわかった。
- (5)これらの結果から、高周波焼入れの前組織としては、調質かフェライト面積の少ないフェライト+パーライトが好ましいと考えられる。
- (6)均一オーステナイト化が容易でない球状化材やフェライト面積の大きなフェライト+パーライト材の実部品を高周波焼入れする場合、均一オーステナイト化を促進するために加熱温度を高くしたり、加熱時間を長くすることがあるが、この場合、必要な硬さは得られても、組織や結晶粒が粗大化したり、表面焼入れでの硬化層が深くなって、高周波焼入材の特徴を損なう可能性があるので注意を要する。

第3章

第2節 超急速短時間加熱焼入過程におけるセメンタイトの溶解挙動

2.1 緒言

本章第1節で述べたように、高周波焼入れのような急速短時間加熱オーステナイト() 化焼入れの場合、熱処理する前の素材組織(前組織)の影響を受けやすく、母相を完全に化するためには、相変態や炭化物の分解・固溶(以下では、分解+固溶を溶解と表現)・拡散を予測することが重要となる。従来、鋼の化を予測する手段としては、前節で述べたTTA(Time-Temperature-Austenitization)線図^{(4),(16)-(20)}や Ac_1 変態点、 Ac_3 変態点の変化により求める方法⁽²¹⁾⁻⁽²³⁾があるが、これらの方法では、実験的アプローチで化状態を求めており、実際的にはあるが、理論的な考察は含まれないため、各鋼材、前組織毎に実験確認を行う必要があるという問題がある。

本研究では、さらに短い1s以内の超急速短時間加熱を取り扱うため、その化焼入過程、中でも化中の炭化物の溶解挙動については、基礎的にも実用的にもより詳細なミクロ組織観察やシミュレーションを含む解析が必要と考えられる。

炭化物(セメンタイト： Fe_3C)の溶解、拡散を伴う拡散律速変態に関しては、様々な研究が行われているが、たとえば、TTT(恒温変態)線図のように等温過程での拡散方程式を解いて解析する例が多く、高周波焼入れのように秒単位の急速短時間加熱には適切ではない。高周波焼入れの場合は、非等温条件下、すなわち短時間での温度変化を伴う過程での拡散方程式を解く工夫が必要で、種々の解法が提案されているが、セメンタイトの溶解のように界面移動が生じる移動境界問題については、時間の影響を加味したグリーン関数を用いる方法が有効と考えられている⁽²⁴⁾⁻⁽²⁸⁾。

そこで、本節では、超急速短時間加熱を特徴とするSRIQ過程での化時のセメンタイトの溶解挙動を明らかにするために、無次元化した拡散方程式をグリーン関数を用いて解く方法により、種々の化加熱温度における溶解可能なセメンタイト粒径、溶解終了温度等をシミュレーション計算した。

また、シミュレーション結果と実際のセメンタイトの観察結果を比較するために、球状化したS45C鋼を供試材として、種々の昇温速度、加熱温度でSRIQを施した試験片を作製し、透過型および走査型電子顕微鏡を用いてミクロ組織観察を行った。

2.2 実験方法

2.2.1 組織観察

表3-2に供試材のS45C鋼の化学成分を示す。同材に球状化处理（炉加熱で850（1123K）×1hの保持後水冷，690（963K）×24hr保持後空冷）を施した後，20×20mm角で長さ100mmの角棒を切り出して試験片とした。

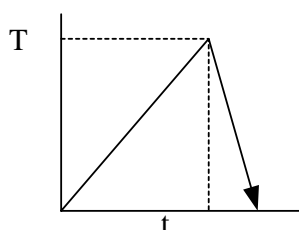
超急速短時間加熱焼入れ（SRIQ）は，表3-3に示すように，加熱温度800～1200（1073～1473K），加熱時間0.15～5.0s（昇温速度160～8100 /s）を組み合わせ実施した。

セメントタイトのミクロ観察は，試料表面より厚さ0.5mmの試験片をワイヤ放電加工により切り出した後，研磨し，定電位電解エッチング法（SPEED法：藤原製作所製FV-102）を用いて試料表面をエッチングし，走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて行った。また，セメントタイトの粒径測定は，SPEED法により浮き出たセメントタイトの投影面積から等価な円の計算直径（Calculated diameter）を求める投影面積円相当法により，視野数を5視野として，画像解析装置LUZEX（株ニレコ製）を用いて行った。

Table 3-2 Chemical composition (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
0.44	0.20	0.80	0.015	0.017	0.02	0.16	0.02

Table 3-3 Heating cycles of SRIQ



		Heating temperature T, (K)				
		812 (1085)	898 (1171)	997 (1270)	1082 (1355)	1220 (1493)
Heating time t, sec	0.15	812 (1085)	898 (1171)	997 (1270)	1082 (1355)	1220 (1493)
	Heating ratio /sec	5400	5900	6600	7200	8100
	1.0	832 (1105)	911 (1184)	1010 (1283)	1095 (1368)	
	Heating ratio /sec	830	910	1010	1100	
	5.0	826 (1099)	923 (1196)	1011 (1284)	1088 (1361)	
	Heating ratio /sec	160	180	200	210	

第3章

2.2.2 セメント溶解（分解・固溶）シミュレーション方法

連続加熱中でのセメントの溶解挙動を明らかにするためには、非等温条件下での拡散方程式をより正確に解かなくてはならない。そこで、本研究では、グリーン関数を用いたKolodnerの方法⁽²⁵⁾に、さらに時間因子を組み合わせた榎本の方法を用いて計算した^{(26)~(28)}。

2.2.2.1 拡散方程式の無次元化

本研究では、セメントを球状と想定して計算を行うこととした。そのため、球座標における拡散方程式を解く必要がある。

まず、直交座標系における3次元の拡散方程式は(3-5)式で表される。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \right) \quad (3-5)$$

式(3-5)を球座標系に置き換えると(3-6)式で表される。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial C}{\partial r} \right) \quad (3-6)$$

これに対し、時間の変換ならびに距離、濃度の無次元化変換を(3-7)~(3-9)式を用いて行うと(3-10)式が得られ、 $U = uR$ とおくと、無次元化した拡散方程式(3-11)式が得られる。以下で、 D は拡散係数、 C_m は界面での溶質（たとえば炭素）濃度、 C_0 はマトリックスの溶質濃度、 r_0 は初期粒径を示す。

$$R = \frac{r}{r_0} \quad (3-7)$$

$$T = \frac{\int_0^\tau D(t) dt}{r_0^2} \quad (3-8)$$

$$u = \frac{C - C_0}{C_m - C_0} \quad (3-9)$$

$$\frac{\partial u}{\partial T} = \frac{\partial^2 u}{\partial R^2} + \frac{2}{R} \frac{\partial u}{\partial R} \quad (3-10)$$

$$\frac{\partial U}{\partial T} = \frac{\partial^2 U}{\partial R^2} \quad (3-11)$$

2.2.2.2 界面での濃度と濃度勾配の計算

次に界面でのFlux Balanceを考えると(3-12)式を得る。

ここで、過飽和度は $\rho = (C_m - C_0) / C_p - C_m$ で表され、 ρ は溶質濃度を表す。

$$\dot{\rho} = \Omega \left(\frac{\partial u}{\partial R} \right)_{\rho} \quad (3-12)$$

また、オーステナイト () とセメンタイト界面の溶質濃度 $f(T)$ ならびに濃度勾配 $g(T)$ は、(3-13)、(3-14)式で表される。

$$U = \rho \equiv f(T) \quad (3-13)$$

$$\frac{\partial U}{\partial R} \Big|_{\rho} = \frac{\partial u}{\partial R} \Big|_{\rho} + u \Big|_{\rho} = -\frac{\rho \dot{\rho}}{\Omega} + 1 \equiv g(T) \quad (3-14)$$

2.2.2.3 グリーン関数を用いた移動界面の時間変化の表式

Kolodner⁽²⁵⁾によれば未知の移動境界でのUならびに $\partial U / \partial R$ が与えられた時、マトリックス中における濃度勾配 $U(R, T)$ は次の(3-15)式から求めることができる。

$$U(R, T) = \int_0^T \{ G \cdot f - G_{\rho} (g + f \dot{\rho}) \} d\tau \quad (3-15)$$

第3章

ここで、Gはグリーン関数であり、次のように表される。

$$G(R, \rho, T, \tau) = \begin{cases} 0 & (T \leq \tau) \\ \frac{1}{2\sqrt{\pi(T-\tau)}} \exp\left(-\frac{\{R-\rho(\tau)\}^2}{4(T-\tau)}\right) & (T > \tau) \end{cases} \quad (3-16)$$

(3-15)式のGはGのに関する微分である。実際に界面の位置を計算するには、(3-17)式を展開して得られた(3-18)式を用いて行う。

$$U_R(\rho, T) = \frac{1}{2} g(T) \quad (3-17)$$

$$\rho(T)\rho(\dot{T}) = -2\Omega \int_{\infty}^{Z(\rho(T), 0)} \eta(\sigma) d\sigma - \frac{\Omega}{\sqrt{T}} \eta(Z(\rho(T), 0)) + \int_0^T \frac{\Omega(T)}{\Omega(\tau)} \frac{\rho(\tau)\dot{\rho}(\tau)}{T-\tau} Z(\rho(T), \tau) \eta(Z(\rho(T), \tau)) d\tau \quad (3-18)$$

ただし、

$$\eta(\sigma) = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \exp(-\sigma^2) \quad Z(R, \tau) = \frac{R - \rho(\tau)}{2\sqrt{T - \tau}}$$

2.2.2.4 表式の積分計算

図3-16に(3-18)式を実際に積分する際の手順を示す。まず、積分区分を微小時間に区切る。温度Tの変化が微小な時間範囲(k=10)では、平面での等温条件の式で近似できるとした。等温条件での界面位置の式を(3-19)式に示す。

$$\Omega = \sqrt{\pi} \lambda \exp(\lambda^2) \operatorname{erfc}(-\lambda) \quad (3-19)$$

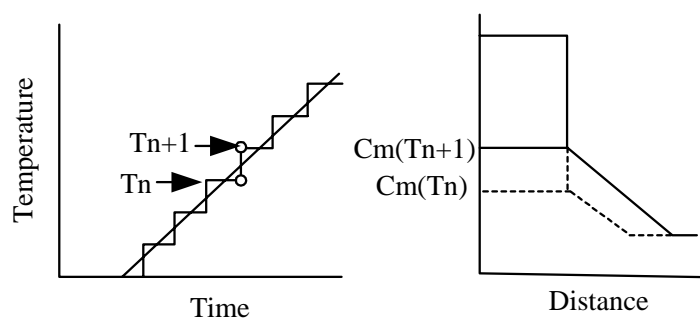
界面の移動速度は(3-19)式を時間で微分した(3-20)式を満たす。

$$\rho = 1 - 2\lambda\sqrt{T} \quad (3-20)$$

ここで、 $\operatorname{erfc}(u)$ は、(3-21)式で表される。

$$\operatorname{erfc}(u) = 1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u \exp(-\zeta^2) d\zeta \quad (3-21)$$

等温条件の式で初期解を割り当てた後は、 $T=(k+1)$ として、(3-18)式の積分を実行する。積分を実行した後は、 $k+1$ に関する数値方程式とみなして解き、オイラーの関係式を用いて $T=(k+2)$ における $k+2$ を求める。その後、 $T=(k+2)$ として、積分を実行する。これを所要時間まで繰り返す。



- The distribution of concentration changes discontinuously when temperature rises from T_n to T_{n+1} .
- If the temperature changes rapidly, the additivity causes large error.

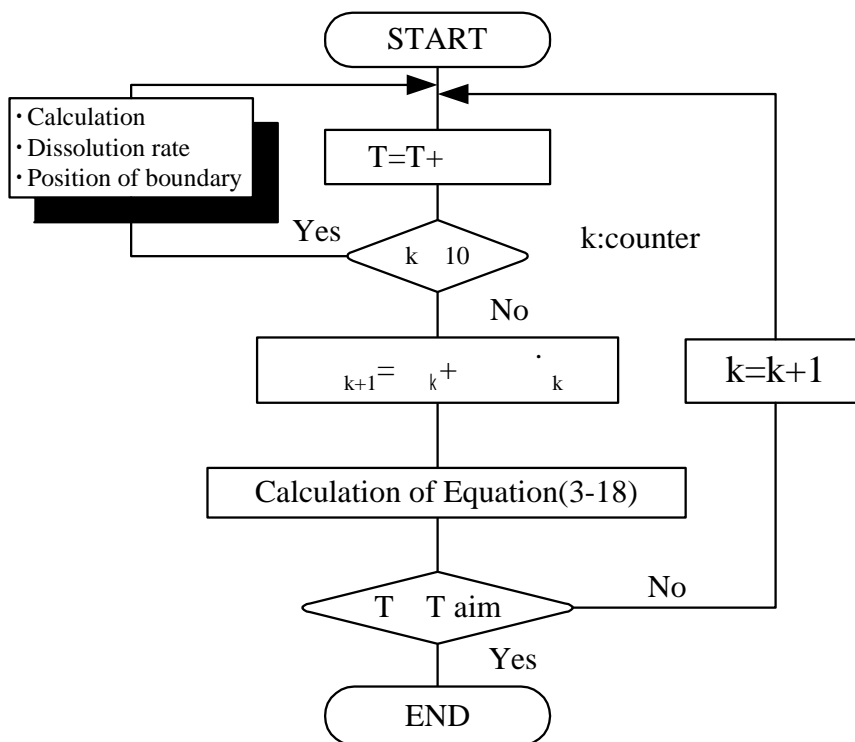


Fig. 3-16 Flow chart of simulation program for diffusion-limited dissolution of cementite

第3章

2.2.2.5 炭素の拡散係数

2.2.2.1項で用いた中の拡散係数はKaufman-Radcliffe-Cohenが示した(3-22)式を用いて計算した⁽²⁹⁾。本式には濃度依存性が入っており，比較的正確に実験による活性化エネルギーを表す。図3-17に(3-22)式による拡散係数の計算結果を示す。

$$D(m^2/sec) = 0.5 \times 10^{-4} \exp\{-30C\} \exp\left[-\frac{Q_D}{RT}\right] \quad (3-22)$$

ただし，活性化エネルギーの項 Q_D は(3-23)式のように表される。

$$Q_D(cal/mol) = 38,300 - 1.9 \times 10^5 C + 5.5 \times 10^5 C^2 \quad (3-23)$$

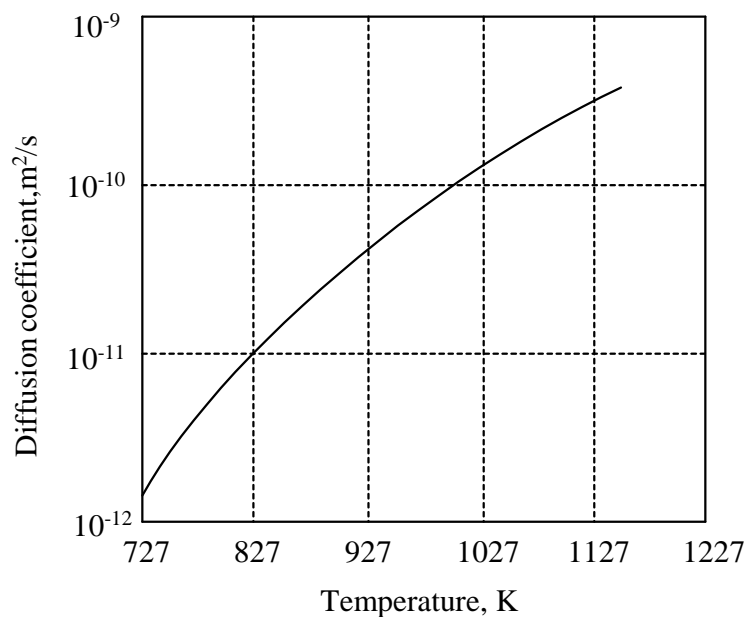


Fig. 3-17 Diffusion coefficient computed by Kaufman-Radcliffe-Cohen's formula

2.2.2.6 オーステナイト(γ) - セメントイト平衡(Acm)線の計算

- セメントイト平衡組成の計算には、正則溶体近似を用いた(3-24)式を導入した⁽³⁰⁾⁽³¹⁾。
図3-18に、同式を用いて計算した平衡組成を示す。

$$4G^{cem} - (3G_{Fe}^{\gamma} + G_C^{gr}) = (G_C^{\lambda} + G_C^{gr}) + \Omega_{FeC}^{\gamma} \left[1 - 2(x_C^{\gamma}) + 4(x_C^{\gamma})^2 \right] + 3RT \ln(1 - x_C^{\gamma}) + RT \ln(x_C^{\gamma}) \quad (3-24)$$

ここで、 G^{cem} はセメントイトの自由エネルギー、 G_{Fe}^{γ} はfcc構造の鉄の、 G_C^{gr} は黒鉛構造の炭素の、 G_C^{λ} はfcc構造の炭素のモル自由エネルギーである。 Ω_{FeC}^{γ} は γ中のFeとCの相互作用パラメータ、 x_C^{γ} は γ中のCのモル濃度を示す。

(3-24)式中使用するパラメータの値は下記とした。

$$\Omega_{FeC}^{\gamma} = -1600 - 8.5T \quad G_C^{\gamma} - G_C^{gr} = 12200 + 4.2T$$

なお、シミュレーションでのデータ解析は、鉄-炭素系平衡状態図を元にして、以下の仮定の元を実施した。

- (A) γ中のセメントイトの溶解を計算するので、シミュレーションの開始温度は、フェライトが消滅しマトリックスが完全にγ化する911 (1184K)とした。また、セメントイト粒径は、常温からこの開始温度まで変化しないものとした。
- (B) 炭素量4.3%の場合、1150 (1423K)付近においてセメントイト周辺に液相が現れることが考えられる。本研究ではγ化中の炭化物溶解過程をシミュレーションするので、セメントイト溶解の終了温度としては、1150 (1423K)を上限とした。

図3-19に以上の仮定を模式図で示す。

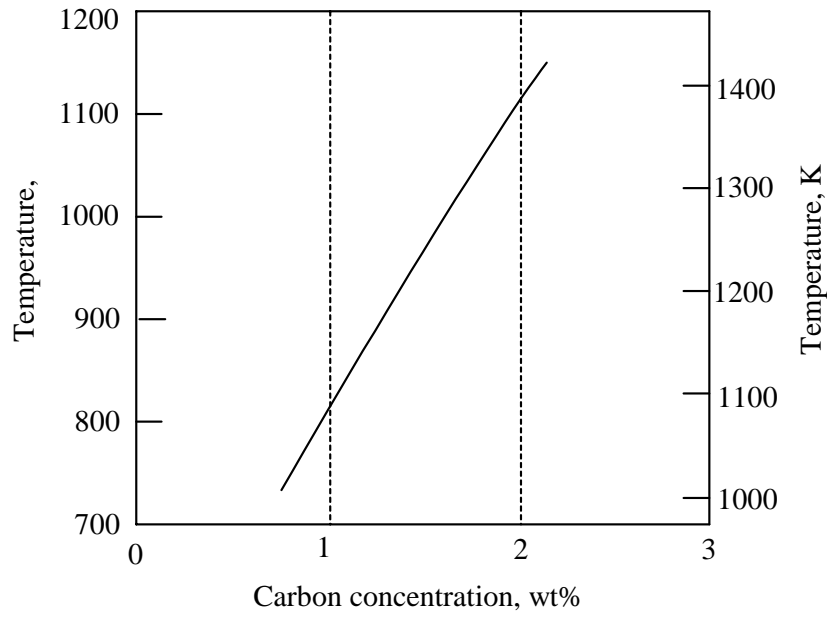


Fig. 3-18 Calculation of Ac₁ transformation line by regular solution approximation

The simulation is carried out on condition that...

- (1) The cementite doesn't dissolve until 911 (1184K)
- (2) The cementite is starting alone in austenite matrix
- (3) No influence of carbon diffusion from other cementite

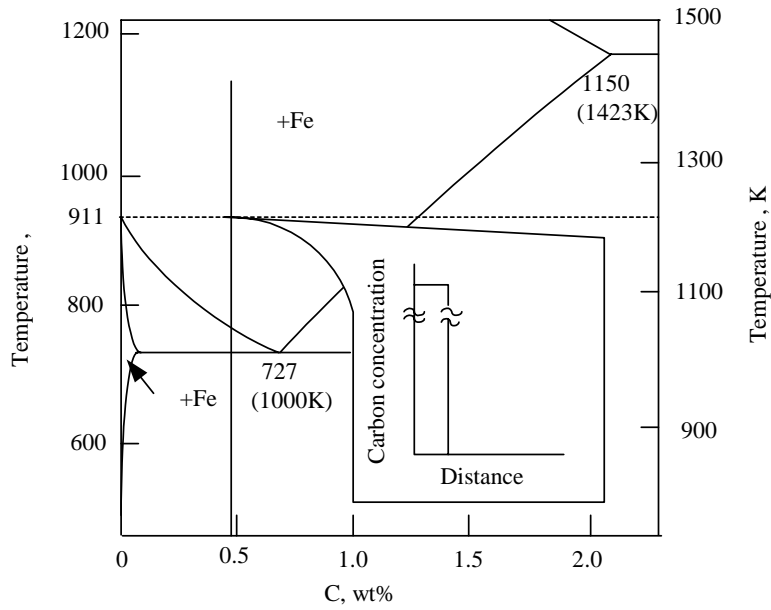


Fig. 3-19 Starting condition of simulation

2.2.2.7 データの解析方法

ある粒径のセメントを種々の昇温速度で加熱した場合に、完全に溶解するのに必要な時間と、完全に溶解したときの温度を計算し、昇温速度と最大溶解セメント粒径の関係を求め、加熱温度について整理し、その結果を2.3.2項に示す。

2.3 実験結果

2.3.1 組織観察結果

図3-20にSRIQを施していない素材および加熱時間を0.15sとして温度を種々に変えたSRIQ材の、また図3-21に焼戻したSRIQ材のSEM観察結果を示す。素材のセメントは完全に球状化されて析出している。SRIQ(800(1073K)加熱)材では、少数の球状セメントとセメントの脱落痕と思われるくぼみが観察され、より高温で加熱するとさらに脱落痕数は多くなり残留しているセメント量が大きく減少した。この脱落の原因は、図3-22に示すように、SRIQ時のセメント周辺のオーステナイト()化にともない、炭素濃度の再分布⁽³²⁾が起き、電解腐食時に炭素濃度の高いセメント周辺に電流が優先的に流れ、その部分の腐食が他の部分より進み脱落しやすくなったためと考えられる。

そこで、脱落対策として、炭素濃度分布の急激な傾きを解消するために、SRIQ後、300(574K)で2hrの炉加熱焼戻しを行ったところ、図3-21のSEM組織観察結果で示したように、セメントの脱落はみられなくなった。なお、ここでSRIQ後に残存したと考えられる未溶解セメントとは別に、焼戻時に析出したと考えられる微細なセメントが観察されたが、両者は大きさ、析出場所が異なるので、判別は可能であった。

これらの結果から、SRIQ後に焼戻した試験片について、未溶解セメントの観察を行い粒径分布の定量化を試みた。

図3-23, 24, 25に素材および加熱時間0.15, 1.0, 5.0sで種々の温度にてSRIQした場合のセメント粒径測定結果(ここでは計算直径)を示す。粒径は、素材では最大粒径1.5~2.0 μm 、最小粒径0.1 μm 、最多粒径範囲は0.4~0.5 μm で、個数は、焼入材では、加熱温度の上昇にともない徐々に減少し、1000(1273K)以上では一気に大きく減少することが認められた。

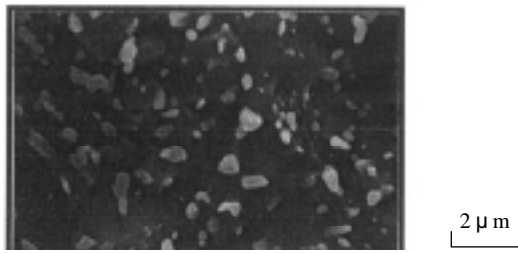
次に粒径分布に着目すると、SRIQ材では、いずれの温度の場合も、最多粒径範囲は素材同様に0.4~0.5 μm であったが、0.3 μm 以下が急に少なくなることがわかった。また、

第3章

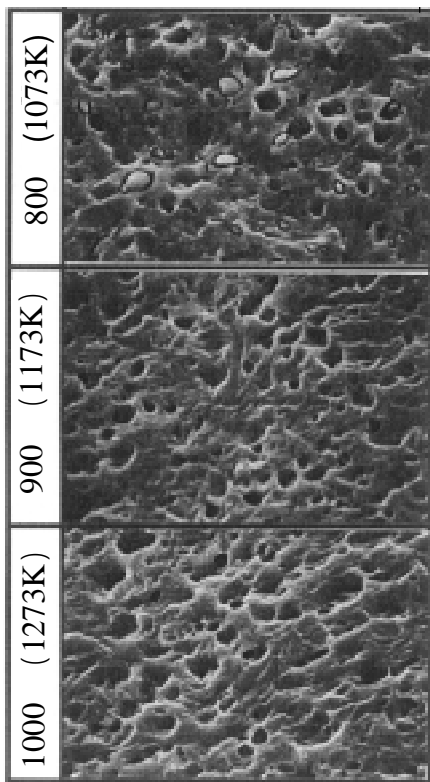
粒径が大きめのセメンタイトは、加熱時間、温度の上昇にともない少なくとも0.3 μm 以下で分布が無くなるほど急な減少は認められず、厳密には数値化していないが、セメンタイトが一様に同じ大きさ（セメンタイトの幅）で分解していくのではなさそうな傾向が見られた。これは、現実には2次元の幅ではなく3次元の体積で見べき挙動であり、径の減少に伴う体積減少の大きさや、周囲の炭素濃度の影響を含めた固溶可能量等を考慮する必要があることを示唆していると考えられる。

次に、セメンタイトサイズの減少傾向を数値化するために、素材でのセメンタイト粒径と、各加熱温度材の95%最大粒径（大きいサイズから5%を異常値/偶然性ととらえて除いた残りの集団の最大粒径）の差を求め、図3-26に示した。この図から、セメンタイトの粒径減少は、0.15sの超急速加熱ではバラツキが大きいですが、溶解初期に急速に進んでいると見られ、溶解は、1sを越えると、1000（1273K）以上ではさらに進み、逆にそれ以下の温度では加熱時間が長くなってもあまり進まないことがわかった。

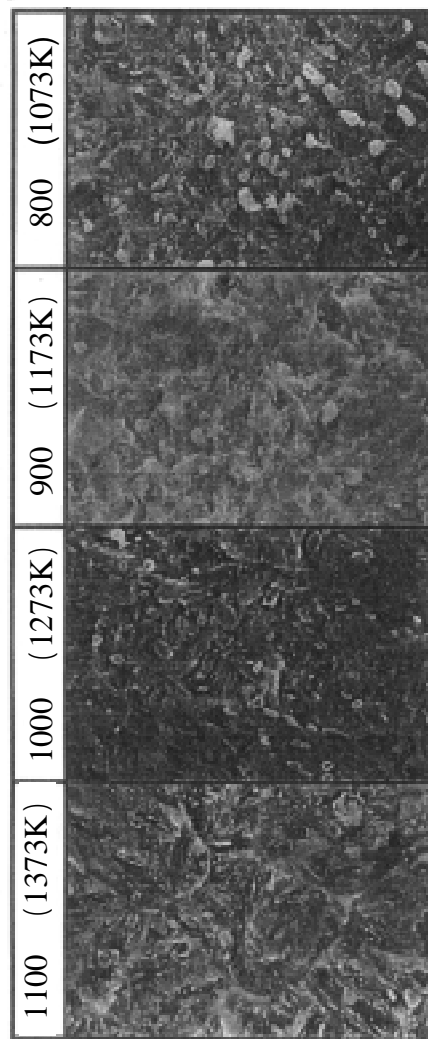
急速短時間加熱 化中のセメンタイトの溶解が、1000（1273K）以上の温度で進みやすい理由を検討する。まず、S45C鋼の場合、平衡状態図で考えると、セメンタイトの溶解は、フェライト+セメンタイト(パーライト)がフェライト+オーステナイト()に変態する Ac_1 変態点(1000K)を越えて起こり始め、単相に変態する Ac_3 変態点(790(1063K))で完了するはずである。しかし、急速加熱の場合は、昇温速度が大きくなるにつれて、加熱変態点、特に Ac_3 変態点が平衡状態図での温度より上昇することが知られており⁽¹³⁾、たとえば、昇温速度が5000~10000 /sという超急速加熱の場合、 Ac_3 変態点は1027~1127（1300~1400K）とされている⁽²³⁾。したがって、今回の実験で、1000（1273K）以上の温度でセメンタイトの溶解が進みやすくなったのは、急速加熱中の 化挙動と炭素の拡散の両方が影響していると考えられる。一般に、1000K以上で1223K以下での 化はセメンタイト/フェライト界面での の核生成と、セメンタイトから への炭素の拡散による の成長で起こる。しかし、1223K以上ではフェライトがマッシュ変態で組成の変化無く 化する傾向が強くなるので、 化速度は非常に速くなる。また、 中の炭素の拡散は高温ほど速くなるので、急速加熱では、この二つの効果により1273K以上でのセメンタイトの溶解が速くなると考えられる。



Untreated specimen



SRIQ specimen
(Heating time:0.15s)



SRIQ+tempered specimen
(Heating time:0.15s)

Fig. 3-20 SEM photographs of materials
(Untreated and as SRIQ)

Fig. 3-21 SEM photographs of materials
(As SRIQ and tempered)

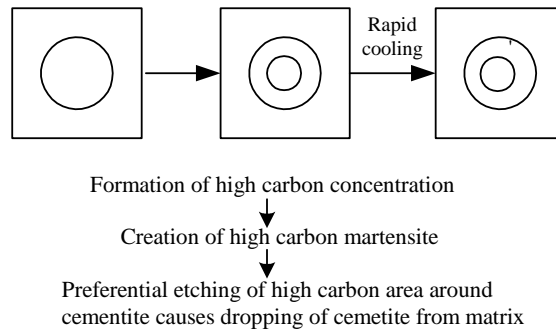


Fig. 3-22 Schematic illustration of the falling process of cementite from matrix

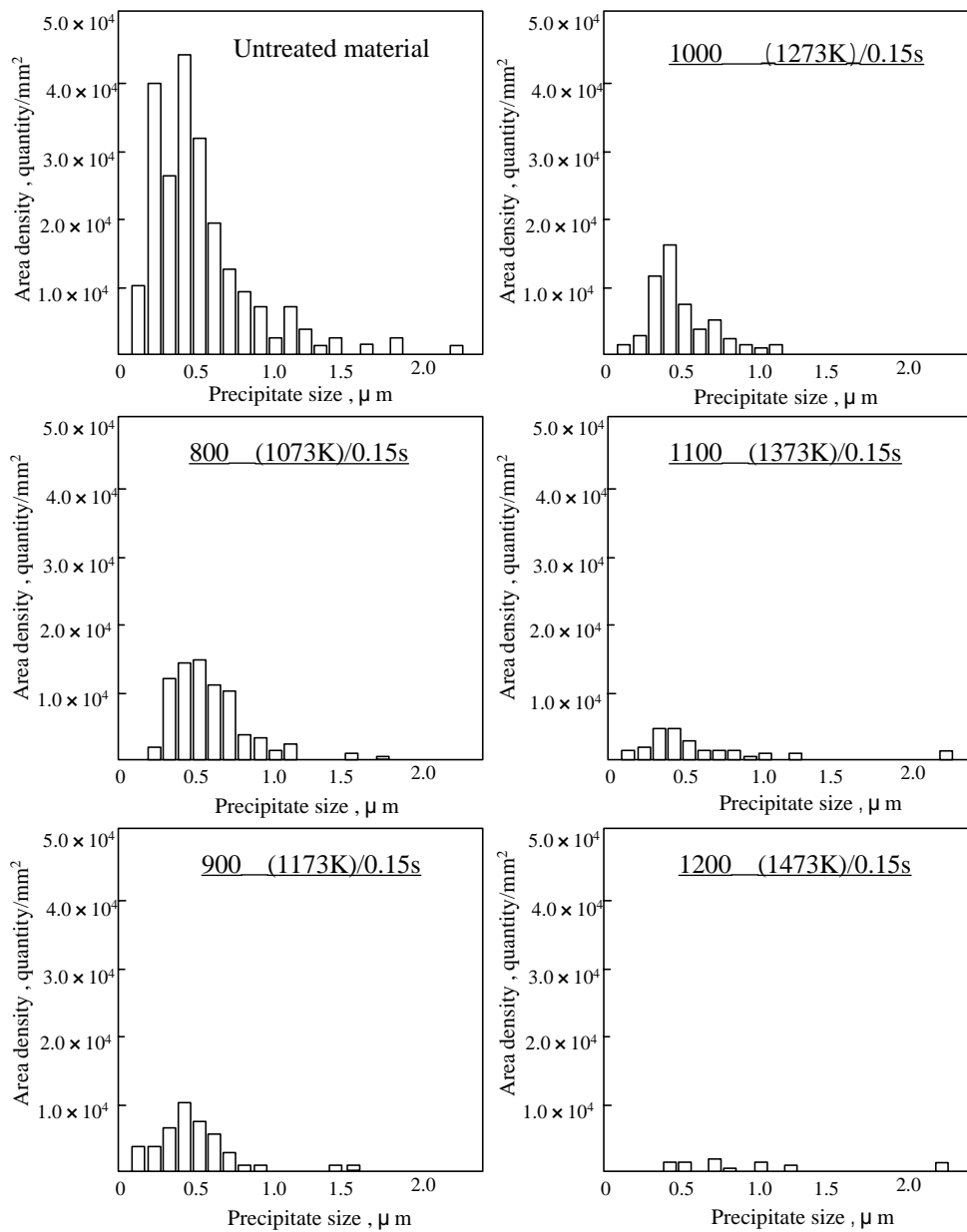


Fig. 3-23 Distribution of precipitate size in material (heating time:0.15s)

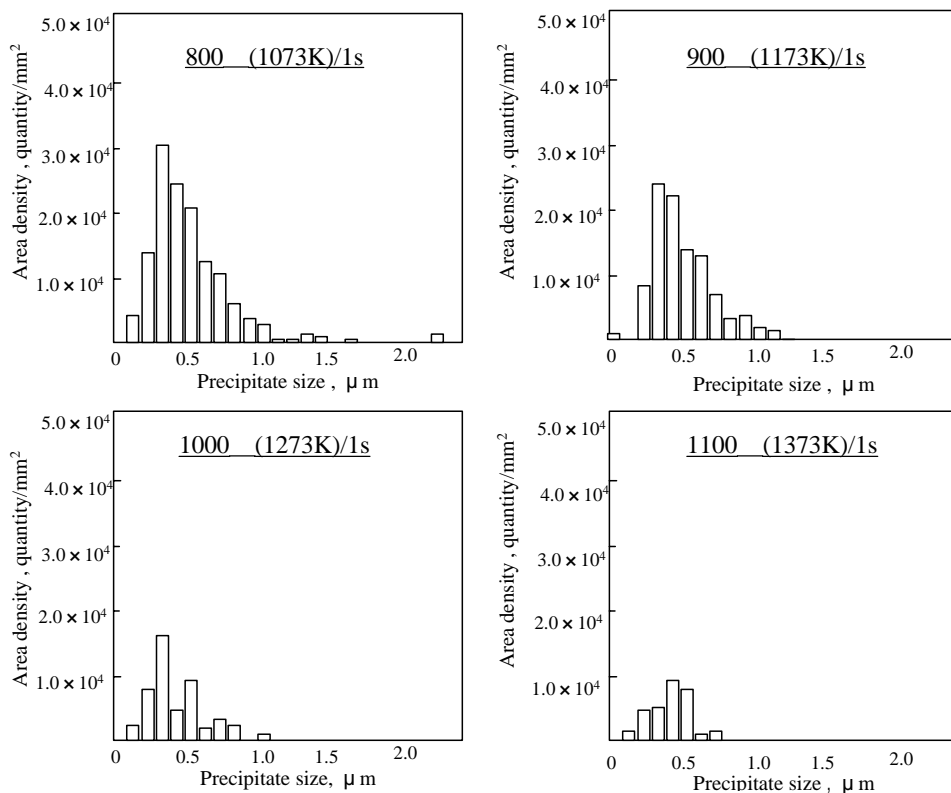


Fig. 3-24 Distribution of precipitate size in material (heating time:1s)

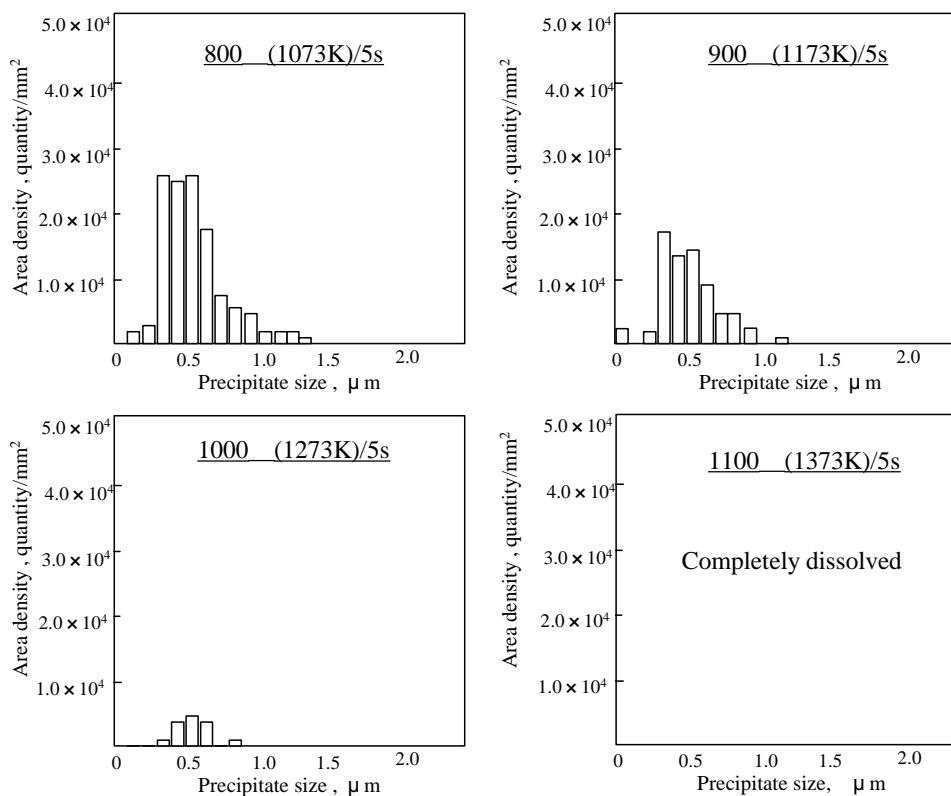


Fig. 3-25 Distribution of precipitate size in material (heating time:5s)

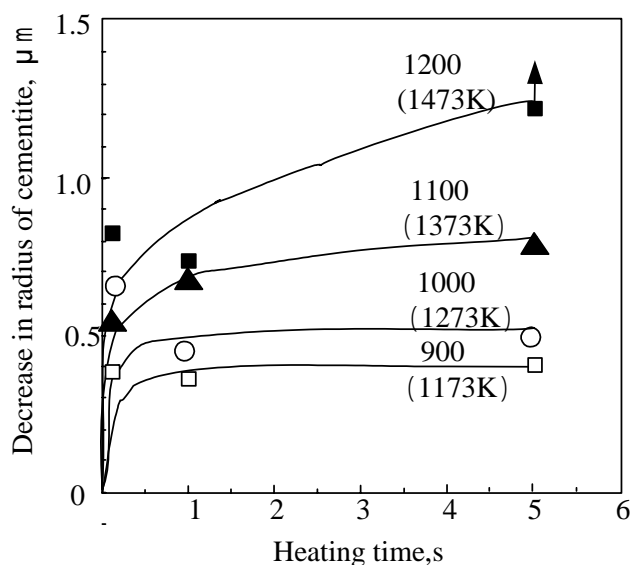


Fig. 3-26 Relationship between heating time and decrease in size of cementite

2.3.2 セメントタイトの溶解シミュレーション結果

2.3.2.1 セメントタイト溶解過程のプロフィール

図3-27に、2.2節で示したシミュレーションを用いた計算結果を示す。ここでは、セメントタイトの初期半径（シミュレーションでは粒半径を用いた）は1 μmとして、種々の昇温速度で急速加熱した場合にセメントタイトが完全に分解・固溶するまでの粒半径の時間経緯を計算で求めた。

この計算結果によると、同じ粒半径のセメントタイト粒まで分解するのに必要な時間は、昇温速度が大きくなると少なくなり、これは早く高温に達するためと考えられる。

また、図3-27の曲線の傾きがセメントタイト粒半径0.5 μm付近から少し大きくなっていくことから、セメントタイトが溶解する時には、セメントタイト粒半径の減少にともない、いわば溶解速度が増加していくことがわかった。

邦武, Mehl⁽³³⁾らによると、オーステナイト()中の炭素の拡散係数は、温度が高いほど、炭素濃度が大きいほど、炭素の拡散係数が大きくなるとされており、本研究でのSRIQ材で、ある温度域から溶解度が急に増加したのは、昇温にともないセメントタイトの分解が促進され、セメントタイト/界面の側の炭素濃度が増加して周囲の相への拡散が早くなったためと推察される。

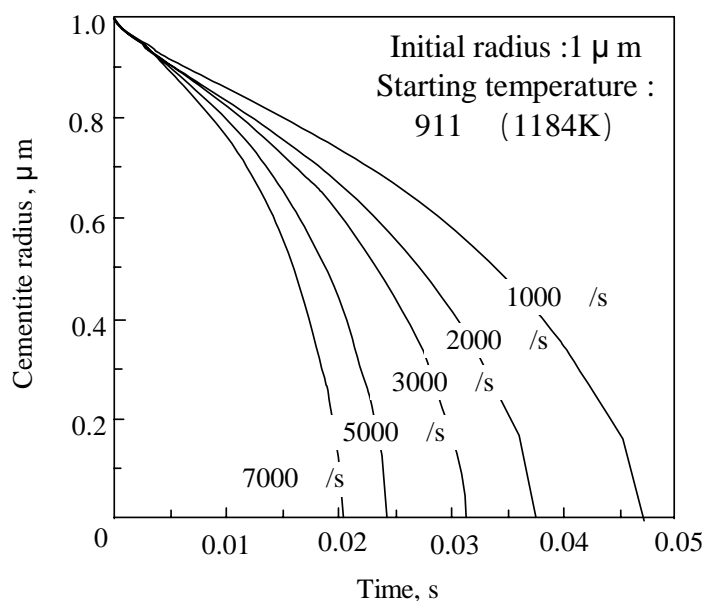


Fig. 3-27 Cementite dissolution process in case of initial radius is 1 μm

2.3.2.2 加熱終了時の温度と加熱時間の関係

図3-27において、昇温速度と初期半径1.0 μm のセメントイトが消滅する(粒径=0)までの加熱時間の積に開始温度911 (1184K)を加えることにより、セメントイトが完全に溶解する温度が計算できる。

そこで、初期半径の大きさを0.5~1.0 μm に変化させ、その時の加熱時間と加熱温度の関係を計算した結果、図3-28に示すように、最大溶解セメントイト粒半径は双曲線を示すことがわかった。またこの溶解度曲線は、初期半径が大きくなるほど、高温、長時間側にシフトすることがわかった。

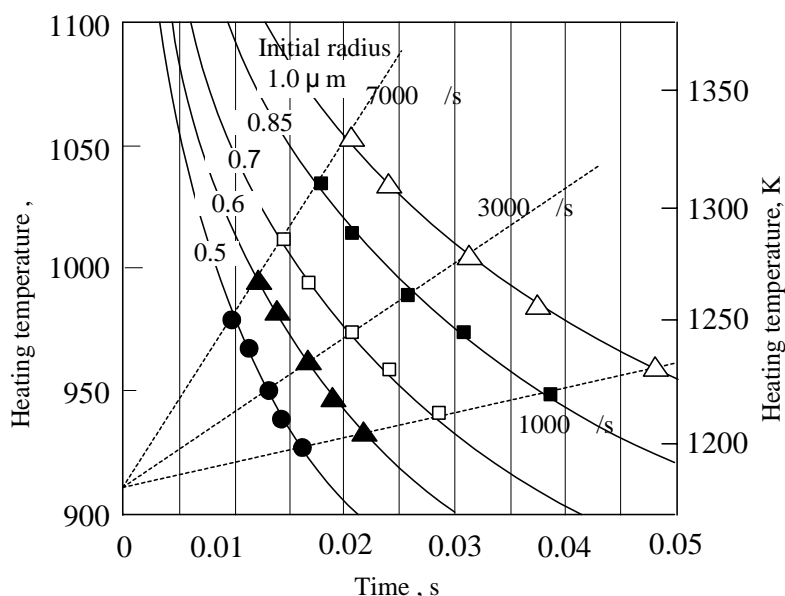


Fig. 3-28 Relationship between heating temperature and heating time

2.3.2.3 昇温速度と最大溶解セメント粒子半径の関係

図3-28から、任意の加熱温度と任意の昇温速度と最大溶解セメント粒子半径の関係は読み取りにくいので、さらに広い条件範囲で各初期粒子半径の等溶解度曲線を作成し、種々の粒子半径のセメント粒子が同じ加熱温度で溶解するために必要な昇温速度を求めた。

図3-29は、最大溶解セメント粒子半径と昇温速度の関係を種々の加熱温度に対して整理した結果で、昇温速度と最大溶解セメント粒子半径の間には、温度の影響も含めて直線的な相関関係がみられることがわかった。すなわち、この昇温速度(H)と最大溶解セメント粒子半径(r_{\max})には(3-25)式に示すように - 1 / 2乗の関係が認められた。

$$r_{\max} = \frac{a}{\sqrt{H}} \quad (3-25)$$

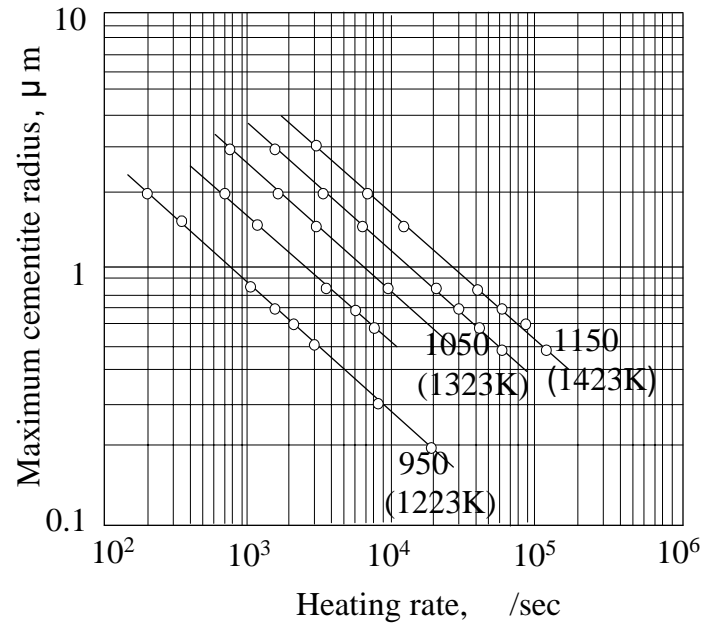


Fig. 3-29 Relationship between maximum cementite radius and heating rate

2.3.2.4 活性化エネルギーを用いた定式化

図3-29より，最大溶解セメンタイト粒半径(r_{max})，昇温速度(H)，加熱温度(T_h)の関係を定式化することを以下で試みた．

一般に拡散距離 X と拡散時間 t ，拡散係数 D の間には(3-26)式の関係があることが知られている．

$$X = \sqrt{D \cdot t} \tag{3-26}$$

そこで，(3-25)式と(3-26)式の類似点をみると，拡散距離 X は r_{max} に， $D^{-1/2}$ は a に， t は H^{-1} に対応すると考えられることから，(3-25)式を以下のように変形した．

$$\begin{aligned} H &= a^2 / r_{max}^2 \\ &= D_0 \left\{ \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \right\} / r_{max}^2 \\ \therefore \ln H &= \ln D_0 - \frac{Q}{RT_h} - 2 \ln r_{max} \end{aligned} \tag{3-27}$$

第3章

ここで、特に $r_{\max} = 1 \mu\text{m}$ とすると(3-28)式が得られる。

$$\ln H = \ln D_0 - \frac{Q}{RT} \quad (3-28)$$

以上のように、 $r_{\max} = 1 \mu\text{m}$ の場合、昇温速度と加熱温度の関係は(3-28)式のように表されることから、図3 - 29から最大溶解セメント粒子半径 $r_{\max} = 1 \mu\text{m}$ の場合の昇温速度と加熱時間を読み取り、その傾きと切片から D_0 と Q を求めることができる。

そのようにして求めた昇温速度と加熱温度の逆数の関係を図3 - 30に示す。同図の傾きと昇温速度の切片から、(3-28)式での $D_0 = 6.2 \times 10^{13}$ 、 $Q = 60\text{kcal/mol}$ が得られる。

そこで、この値を用いて(3-28)式を変形すると、最大溶解セメント粒子半径 r_{\max} と昇温速度(H)の関係は(3-29)式で示されることがわかった。

$$r_{\max} = \left[6.2 \times 10^{13} \exp\left(-\frac{60,000}{RT_h}\right) \right]^{0.5} H^{-0.5} \quad (3-29)$$

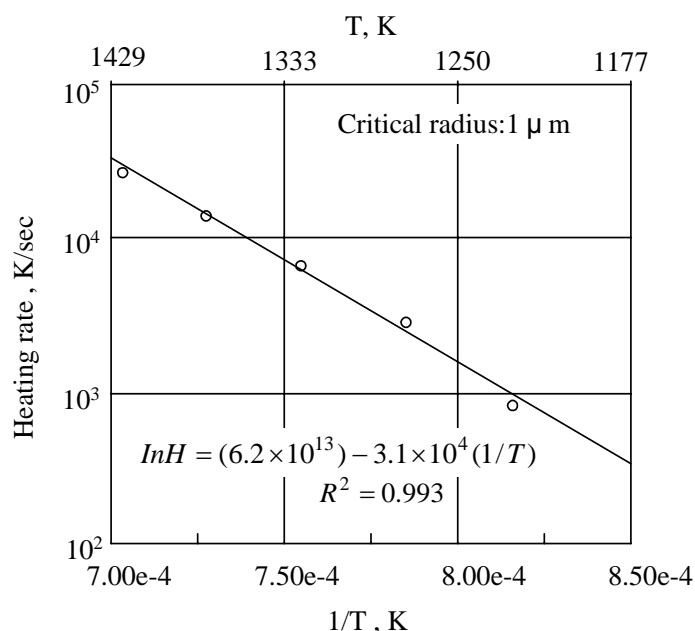


Fig. 3-30 Relationship between activation energy and heating rate

2.3.2.5 活性化エネルギーの検証

前項で示したように活性化エネルギーは約60 (kcal/mol) で、これは加熱中の拡散係数の積分値であると考えられる。そこで、拡散係数の数値分析を行い、見かけの活性化エネルギーが使用される代表温度を計算した。まず、式(3-30)に示すように拡散係数の積分を行った。

$$P = \int_{1184}^T \exp\left\{-\frac{Q}{RT}\right\} dT \quad (3-30)$$

図3-31は、このPの対数と温度の逆数の関係をプロットしたもので、グラフの傾きが60 (kcal/mol) となるところを求めると、見かけの活性化エネルギーが使用される代表的な温度が約990 (1263K)であることがわかった。

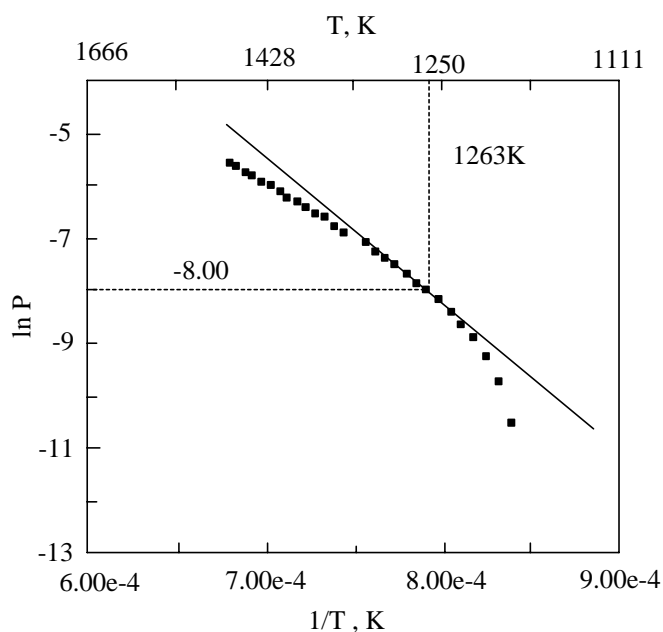


Fig. 3-31 Calculation of activation energy

2.4. シミュレーション結果と超急速短時間加熱焼入材の組織観察結果の比較

図3-32に加熱温度とSRIQ材のオーステナイト()化中のセメントイト溶解による粒半径の減少量について、実測値と計算結果を合わせて示す。図中のプロット点は組織観察結果から得られた各加熱温度での実測値で、直線は対応する加熱温度におけるシミュレーションによって求めた計算結果を示す。

加熱温度が低い場合は、昇温速度が変化してもセメントイトの溶解量はほぼ一定であり、シミュレーションでの回帰直線からの乖離が大きい。一方、加熱温度が高い場合は、昇温速度が小さい範囲では回帰直線とほぼ一致した。これは、加熱温度が高い場合は、セメントイト周辺のマトリックスが完全に 化しており、シミュレーションでの仮定と同じ組織状態が得られていると考えられる。

ただ、7000 /sの超急速加熱になると、実測値とシミュレーション結果の乖離が大きくなった。これは、実験ではセメントイトの溶解により形成される炭素の拡散域同士が重なるため拡散が遅くなり、溶解速度が小さくなるのに対して、シミュレーションでは無限大の大きさのオーステナイトに孤立セメントイト粒子が溶解する場合を想定しているため、拡散域の重なりが無く、重なりによるセメントイトの溶解速度の減少を考慮していないためと考えられる。

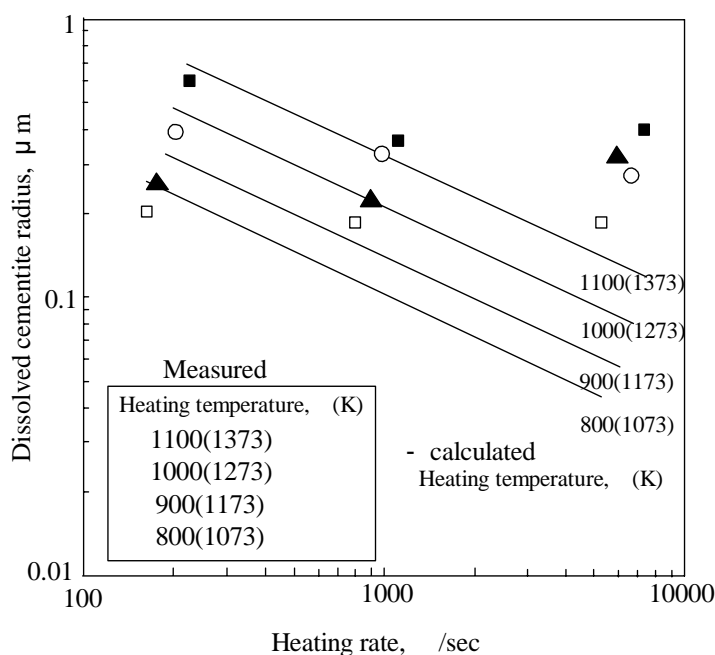


Fig. 3-32 Relationship between maximum cementite radius and heating rate

2.5. 結言

超急速短時間加熱によるオーステナイト()中のセメンタイトの溶解挙動を明らかにすることを目的に、シミュレーションおよび超急速短時間加熱焼入(SRIQ)材の組織観察を行った。

得られた結果を以下に示す。

- (1) シミュレーションにより、昇温速度とセメンタイトの最大溶解粒径の関係を定式化した。
- (2) 組織観察結果より、セメンタイトの溶解に対しては、加熱時間より加熱温度の影響が大きく、また、溶解は900 (1173K)以下ではあまり進まないことがわかった。これは、昇温速度が速くなると A_{c3} 変態点が高くなり、炭化が遅くなることと、への炭素拡散係数が温度の低い場合には小さいためと考えられる。
- (3) シミュレーション結果と組織観察結果は、昇温速度が低い場合はほぼ一致するが、速度が高くなると乖離が大きくなった。これは、本研究でのシミュレーションが孤立したセメンタイト粒子を想定しているのに対して、実際はセメンタイト粒子がお互いに近く、溶解の後半では拡散域が重なり、溶解速度が小さくなるためと考えられ、今後の検討課題と考える。

第3章

第3節 超急速短時間加熱焼入れした球状黒鉛鑄鉄(FCD400, FCD700)の基礎的疲労特性

3.1 緒言

球状黒鉛鑄鉄はニアネットシェイプ化が容易であるという特徴に加えて優れた切削加工性を示し、成形加工工数の削減が図れるため、機械構造部材として幅広く使用されている⁽³⁴⁾。しかし、溶製材である鉄鋼材料に比べて、高強度材として使用されることは少なく、高周波焼入材としてはカムシャフトなどの耐摩耗用途に利用されている⁽³⁵⁾⁻⁽³⁷⁾。この原因は鑄鉄内の黒鉛や巣などが、欠陥、切欠として作用するため、一般には、高い疲労強度が要求される部材への適用は困難とされている。そのために、鑄物組成、鑄造方法、熱処理方法などについて疲労強度の改善・安定策が検討されており⁽³⁸⁾⁽³⁹⁾、熱処理方法については、オーステンパーや高周波焼入れの有効性が明らかにされている⁽⁴⁰⁾⁻⁽⁴³⁾。筆者らも超急速短時間加熱焼入れ(SRIQ)を施したFCD500材が、FCD700材に比べて引張強度が低いにもかかわらず、長寿命域におけるFCD500材の疲労強度比（疲労強度/引張強度）がFCD700材の1.4倍になることを明らかにしている⁽⁴⁴⁾⁽⁴⁵⁾。この場合のFCD500材の疲労強度向上要因としては、SRIQされることにより黒鉛組織周辺に環状（3次元的には厚みのある卵の殻状）のマルテンサイトが形成され、圧縮残留応力が生じるためであると考えている⁽⁴⁴⁾。

ただ、SRIQ条件が疲労特性、疲労破壊機構におよぼす影響について、詳細には明らかにされておらず、他に研究例も見られない。

そこで、本節では、構造部材としての鑄鉄の疲労強度と信頼性向上の可能性を明確にすることを目的に、フェライト基地球状黒鉛鑄鉄（FCD400）およびパーライト基地球状黒鉛鑄鉄（FCD700）を用い、異なる条件でSRIQ処理した焼入材の金属組織、硬さ、残留応力、疲労強度におよぼす影響を調べた結果を述べる。

3.2 実験方法

供試材には、表3-4、3-5に示す化学成分、機械的性質を有するフェライト基地球状黒鉛鑄鉄（FCD400）およびパーライト基地球状黒鉛鑄鉄（FCD700）を用いた。なお、鑄造欠陥のバラツキをできるだけ少なくするために、鑄込まれた鑄型の下部から、各ブロックより一本ずつ試験片を採取した。同材を図3-33に示す試験片形状に加工した後、図3-34に示す熱処理サイクルで加熱温度を975（1248K）で一定として超急速

短時間加熱焼入 (SRIQ) 処理を施し、加熱時間の違いにより焼入材をそれぞれ A, B シリーズ (加熱時間 0.13, 0.37s) とした。なお、未処理材は V シリーズとした。このようにして作製した試験片について、試験片 R 部の軸方向 (L) 断面の深さ方向にマイクロビッカース硬さ (荷重 2.94N) 分布の測定を行った。また、微小部 X 線応力測定装置を用いて試験片 R 部の軸方向の残留応力を測定した。疲労試験は、試験片の最小径部をエメリー紙とバフ研磨により鏡面仕上げした後、小野式回転曲げ疲れ試験機 (3000rpm) を用いて行った。本研究では、 10^7 回の繰返し負荷で破断に至らなかった最大応力を疲労強度 (疲労限度) とした。破断後の試験片については破面のマクロ観察ならびに走査型電子顕微鏡 (SEM) によるミクロ観察を行った。また、表面き裂の発生および進展挙動を、疲労試験中に試験機を停止して、ビデオマイクロスコープにより観察した。

Table 3-4 Chemical compositions (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu
FCD400	3.73	2.24	0.46	0.023	0.007	0.44	0.02
FCD700	3.75	2.34	0.47	0.023	0.007	0.40	0.75

Table 3-5 Mechanical properties

	T.S.(MPa)	Y.S.(MPa)	(%)
FCD400	422	268	23.7
FCD700	750	490	4.0

T.S.:Tensile strength, Y.S.:Yield strength, :Elongation

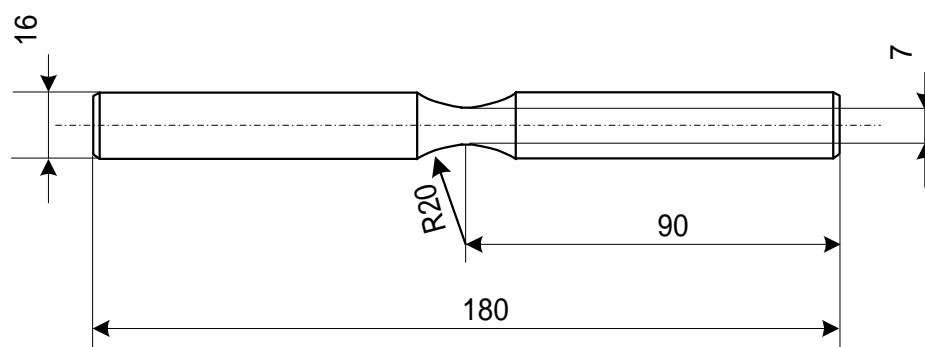


Fig. 3-33 Specimen configuration

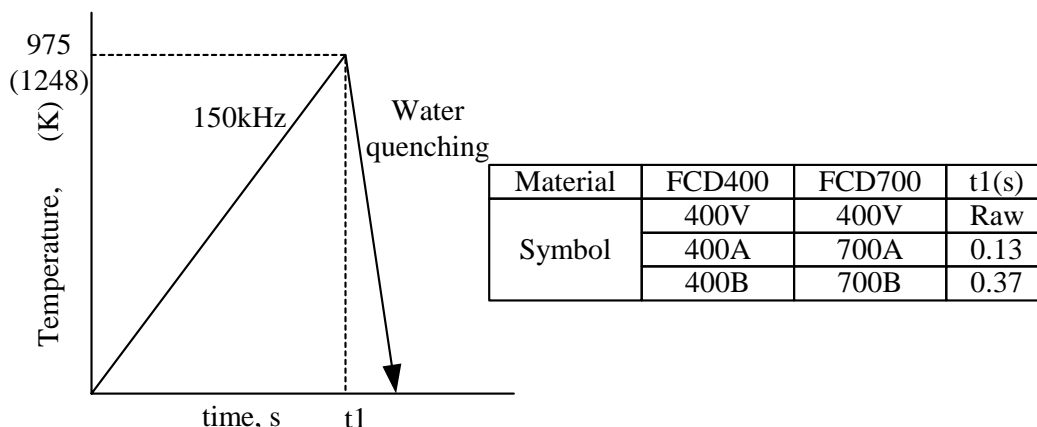


Fig. 3-34 Heating cycle of SRIQ

3.3 実験結果および考察

3.3.1 組織・残留応力・硬さ分布におよぼす超急速短時間加熱焼入条件の影響

図3-35, 3-36に未処理材(400V, 700V)および SRIQ 材(400A, 400B, 700A, 700B シリーズ)の組織を示す。400V シリーズではフェライト+球状黒鉛, 700V シリーズでは, パーライト+球状黒鉛が観察された。700A シリーズはマルテンサイト+球状黒鉛を示したが, 400A シリーズは, SRIQ 後もフェライトが残存し, さらに球状黒鉛を取り囲むように環状マルテンサイトが生成されており, フェライト+マルテンサイト+球状黒鉛の3層構造を示すことがわかった。また, 環状マルテンサイト層は加熱時間が長い方がより厚くなった。この環状マルテンサイトは黒鉛中の炭素が高周波加熱時に分解, 固溶し, さらにフェライト部に拡散して, 高炭素のオーステナイト()になり, その後の焼入れによりマルテンサイト化したものと考えられる。

図3-37に断面硬さ分布を示す。SRIQ 材の700A シリーズ, 700B シリーズでは, 表面部は800~950HV と高硬さが得られており, 硬化層深さは加熱時間が長い700B シリーズの方が深くなっている。同じく SRIQ 材の400A, 400B シリーズでは, 未処理材と比べて, とともに硬さの上昇はほとんど見られないが, 400B シリーズでは, 若干ながら(50HV程度)硬さの上昇が確認できた。この硬さの差は SRIQ 後の環状マルテンサイト層の厚さに起因すると考えられる。

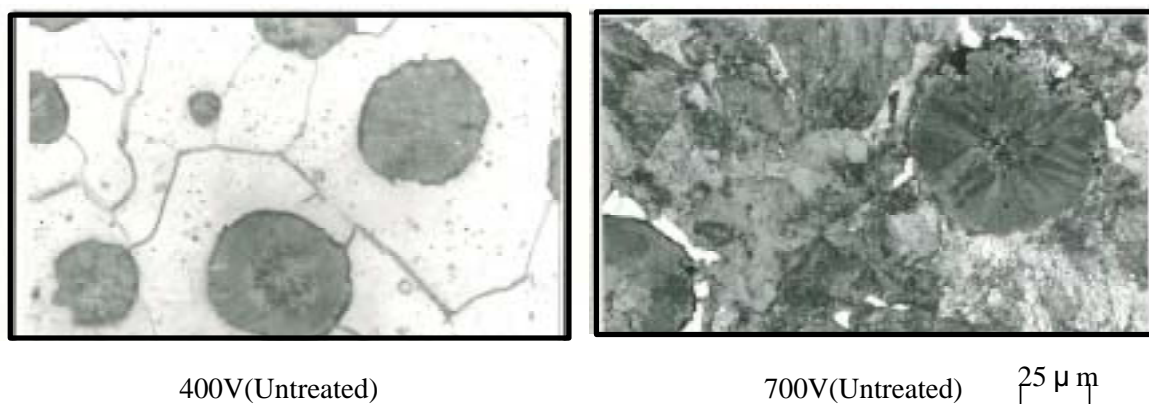


Fig. 3-35 Microstructure of untreated specimens

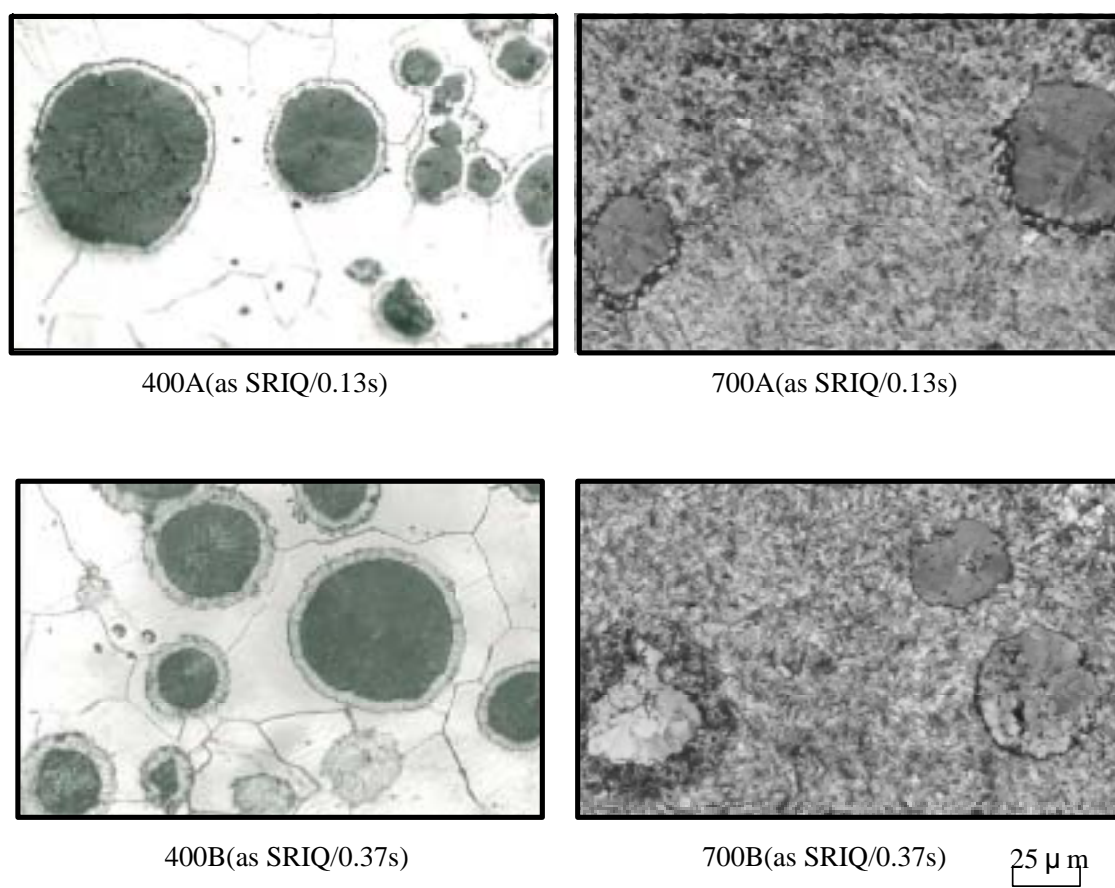


Fig. 3-36 Microstructure of SRIQ specimens

第3章

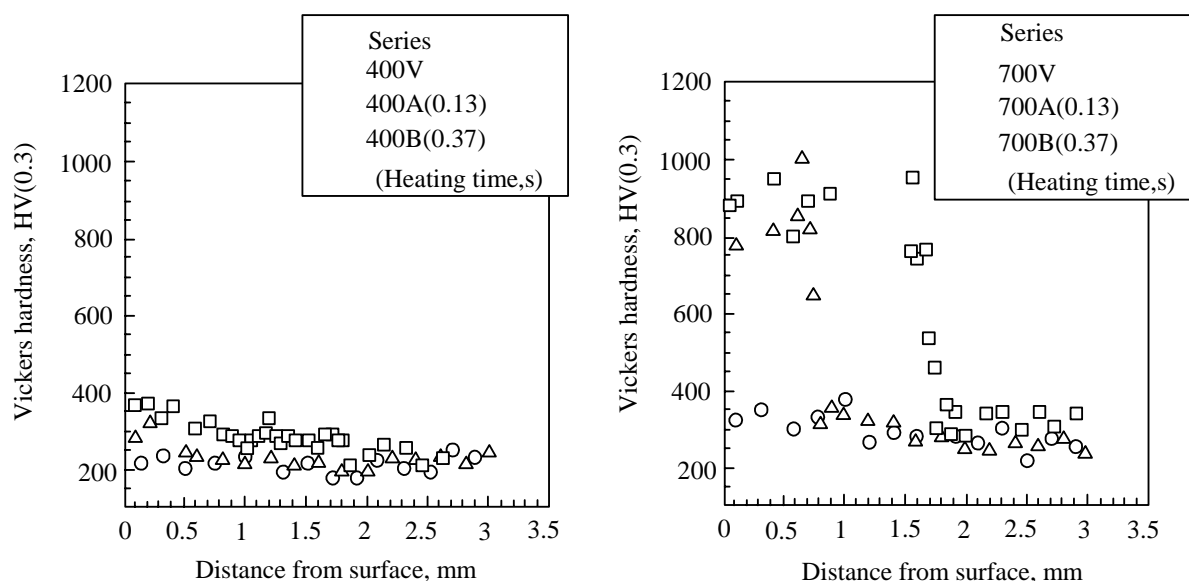


Fig. 3-37 Hardness distributions

表3 - 6にSRIQ材の表面残留応力測定結果を示す。700Aシリーズでは-565MPaと比較的高い圧縮残留応力が存在し,700Bシリーズでは,-220MPaとかなり低い値となった。これは溶製鋼で見られる傾向と同様に,硬化層深さが深くなったことに起因するものと考えられる。一方,400Aシリーズでは残留応力はほとんど存在せず,400Bシリーズでは-359MPaと圧縮残留応力が存在した。これは,400Aシリーズでは加熱時間が0.13sと極めて短く,黒鉛の溶解が少なく環状マルテンサイトがほとんど生成しなかったのに対して,加熱時間が0.37sと長くなった400Bシリーズでは,黒鉛の溶解が少しは進み,環状マルテンサイト量も増えたためと考えられる。

Table 3-6 Residual stress at the surface (MPa)

FCD700			FCD400		
Untreated	as SRIQ		Untreated	as SRIQ	
700V	700A(0.13)	700B(0.37)	400V	400A(0.13)	400B(0.37)
-	-565	-220	-	22	-359

()Heating time, s

3.3.2 疲労試験結果

図 3 - 3 8 , 3 - 3 9 に FCD400 材と FCD700 材の疲労試験結果を示す .

まず , FCD400 材では , SRIQ を施すことにより疲労強度は向上し , 400A シリーズより加熱時間の長い 400B シリーズの方がより高い疲労強度を示すことがわかった . この疲労強度向上は , 基地組織における弱部と考えられる黒鉛の周辺に環状マルテンサイトが生成し , その高硬さと局所的な圧縮残留応力の効果により , 疲労き裂の進展が抑制されたものと考えられる . この環状マルテンサイト生成による圧縮残留応力場の状態 , その疲労き裂進展挙動への影響については , 次節で解析を行う . なお , この 400B シリーズは未処理材に比べて約 2 倍の疲労限度を示したが , 筆者らの過去の研究においては⁽⁴⁴⁾ , SRIQ (加熱時間 0.18s , 加熱温度 952 (1225K) , (本実験の A シリーズに相当の熱処理サイクル)) を施した FCD500 材の疲労強度が未処理材に対し約 1.4 倍であった . これらのことは , 加熱時間を長くし , 環状マルテンサイト層を増加させることによって , より一層 , 疲労強度の向上が図れることを示唆していると考えられる .

次に , FCD700 材では , 700A , 700B シリーズともに , FCD400 材と同様に SRIQ を施すことにより疲労強度は向上することがわかった . ただ , 700A シリーズでは時間強度は高くなるものの , 疲労限度は未処理材と同等であった . この理由を明らかにするために , 破面観察を行った結果 , 700A シリーズはすべて内部を起点とした破壊 , すなわち , Fish-eye 型の内部破壊を呈することがわかり , 図 3 - 3 9 のデータに「 / 」を付記した . このような内部破壊については , 第 2 章の S45C 鋼の平滑材での試験結果および考察に示したのと同じ現象が生じたためと考えられる . すなわち第 2 章の図 2 - 1 0 に示すように , 硬化層が浅い場合には , 硬化層直下の非硬化部において , 負荷応力が局所の疲労強度を超えることにより , 非硬化部を起点とした内部破壊が生じ , その場合は , 当然 , 非硬化層の疲労強度を示すため , 最表面より負荷応力が減少してはいるが大きな疲労強度の向上は望めず , ここでの 700A シリーズでも基本的には同じ理由によって , 疲労限度はほとんど向上しなかったものと考えられる . 一方 , 700B シリーズでは時間強度 , 疲労限度とも向上し , 疲労限度は未処理材に比べて約 2 倍高くなった . この場合の破壊はすべて表面を起点として発生しており , 700B シリーズでは , 硬化層が深くなり , 非硬化層での負荷応力が低下して内側の疲労寿命が長くなり内部破壊が抑制されたことから , 表面硬化層の疲労強度が全体の疲労強度を支配することになり , 疲労強度が向上したものと考えられる .

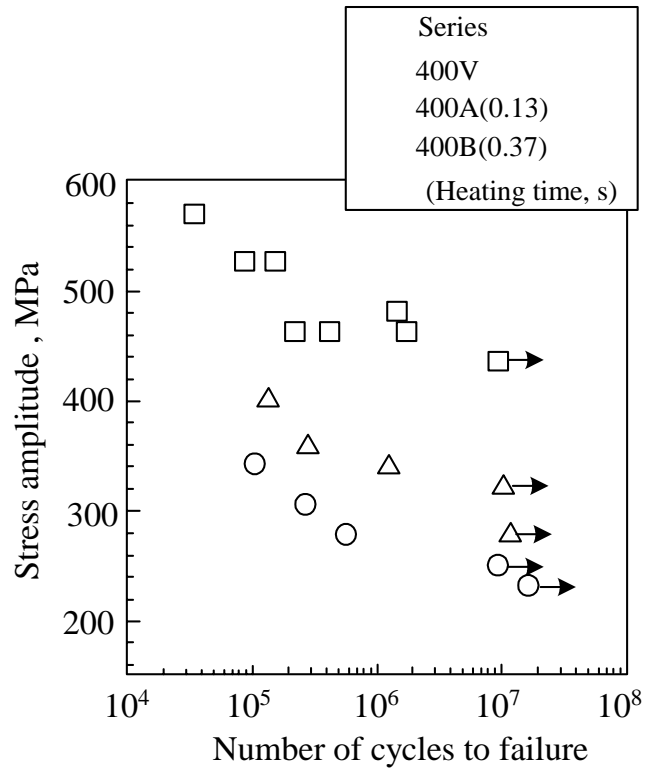


Fig. 3-38 Fatigue test results(FCD400)

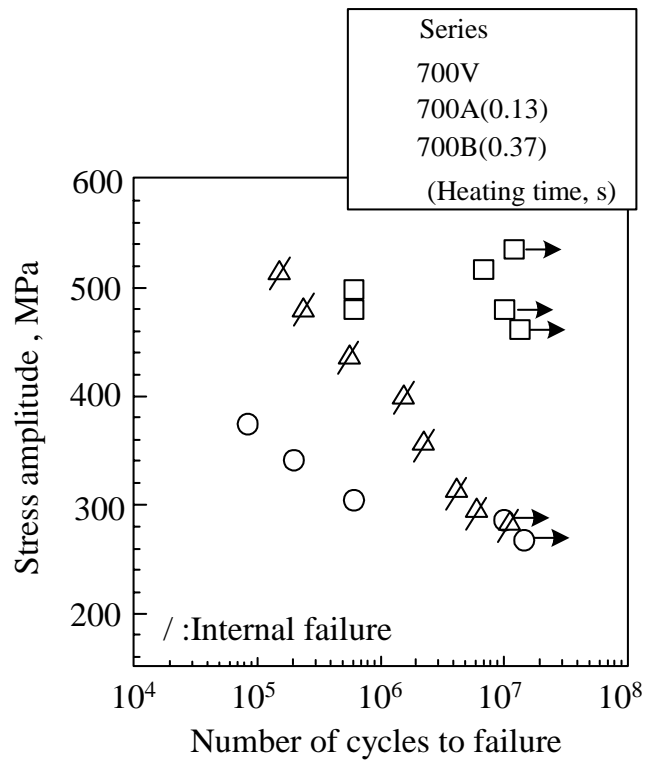


Fig. 3-39 Fatigue test results(FCD700)

3.3.3 疲労破壊機構の考察

前節までの結果より，SRIQ を施した FCD400 材，FCD700 材とも，未処理材に比べて疲労強度は高くなり，加熱時間を長くすることにより，FCD400 材では環状マルテンサイト層の厚さが増すことにより，また FCD700 材では硬化層深さが深くなることにより，疲労強度が向上することがわかった．ここで，SRIQ を施した FCD400 材は焼入後も弱部のフェライトが多く残存し，硬さも低いにもかかわらず，均一なマルテンサイト層と高硬さを有する SRIQ を施した FCD700 材と同等以上の時間強度，疲労限度を示すことが注目される．

そこで，疲労き裂の発生，成長機構を観察し，両者の疲労破壊機構を考察した．

3.3.3.1 FCD400 材の破壊機構

未処理材および SRIQ を施した FCD400 材の破面観察を行った．まず，疲労き裂の起点部を観察した結果，起点は，ほとんどが黒鉛周辺組織およびフェライト基地であり，この部分が弱部であると考えられる．次に疲労き裂進展過程を観察し，その結果を図 3 - 4 0 に示す．

まず，未処理材の場合，疲労き裂は黒鉛周辺およびフェライト組織から発生し，周辺の黒鉛を縫うように直線的に成長し，破断に至っていることがわかった．また，破断寸前には非常に大きなき裂が多数発生し，主き裂の特定はできなかった．

一方，SRIQ を施した FCD400 材の場合，黒鉛周辺から発生した疲労き裂が環状マルテンサイトにぶつかり，進展が停止しているものや，フェライト組織から発生した疲労き裂が主き裂として成長し，破断に至ったものなどが観察された．この主き裂は，成長過程で環状マルテンサイトを迂回するようにフェライト組織中を進展している様子がうかがえ，迂回する分，SRIQ 材の疲労き裂の進展が遅いことが考えられ，このことが SRIQ 処理により疲労強度が向上した主要因と考えられる．

3.3.3.2 FCD700 材の破壊機構

未処理材および SRIQ を施した FCD700 材の破面観察の結果，疲労き裂の起点部はほとんどが黒鉛周辺組織および鑄造欠陥であった．

次に，疲労き裂の進展状況を観察した結果を図 3 - 4 1 に示す．

FCD700 材の場合，未処理材の場合も，SRIQ 材の場合も，FCD400 材とは異なり，基地

第3章

組織からのき裂は観察されなかったが、これは、FCD700 材の基地組織が未処理材ではパーライト、SRIQ 材ではマルテンサイトで、いずれもフェライトに比べて高い強度を示すためと考えられる。

すなわち、未処理材の場合、繰返し初期段階では疲労き裂はほとんど発生しないが、繰返し数が増加すると、発生する疲労き裂は増加した。

一方、SRIQ 材の場合、やはり初期段階では疲労き裂がほとんど発生せず、また、繰返し数が増加しても、発生した疲労き裂は、未処理材と比較して少なかった。これは、SRIQ 材の表面組織がマルテンサイトで硬さがパーライトよりさらに高く、また高い圧縮残留応力を有するために、より一層、疲労き裂の発生が抑制されたためと考えられ、このことが、SRIQ を施した試験片の疲労強度が未処理材に比べて向上した要因と考えられる。

3.3.3.3 FCD400 材と FCD700 材の超急速短時間加熱焼入材の疲労強度と破壊機構の比較

上記のように、SRIQ を施した FCD400 材と FCD700 材において、ともに高い疲労強度を示した硬化層深さが大きい SRIQ 材の疲労強度（ 10^7 回の疲労限度）は FCD400B 材が約 480MPa、FCD700B 材が約 470MPa で、素材（非処理材）の硬さが異なるにもかかわらず、ほぼ同等であった。これは、FCD700B 材の場合、基地組織がマルテンサイトで高硬さながら靱性が低いため、圧縮残留応力の効果も含めて、疲労初期段階のき裂の発生は抑制するものの、き裂発生後のき裂進展が早く、一方、FCD400B 材では、基地組織がフェライトで低硬さながら靱性が高く、また環状マルテンサイト近傍の圧縮残留応力場の効果で、き裂が迂回することによって、き裂進展も遅く、結果として、同等の疲労強度を示したものと考えられる。

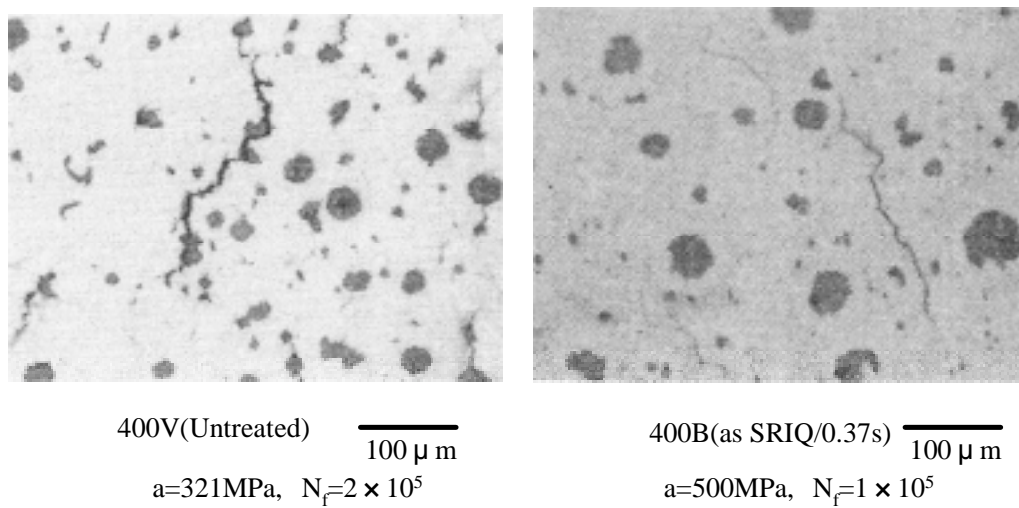


Fig. 3-40 Typical feature of crack propagation (FCD400)

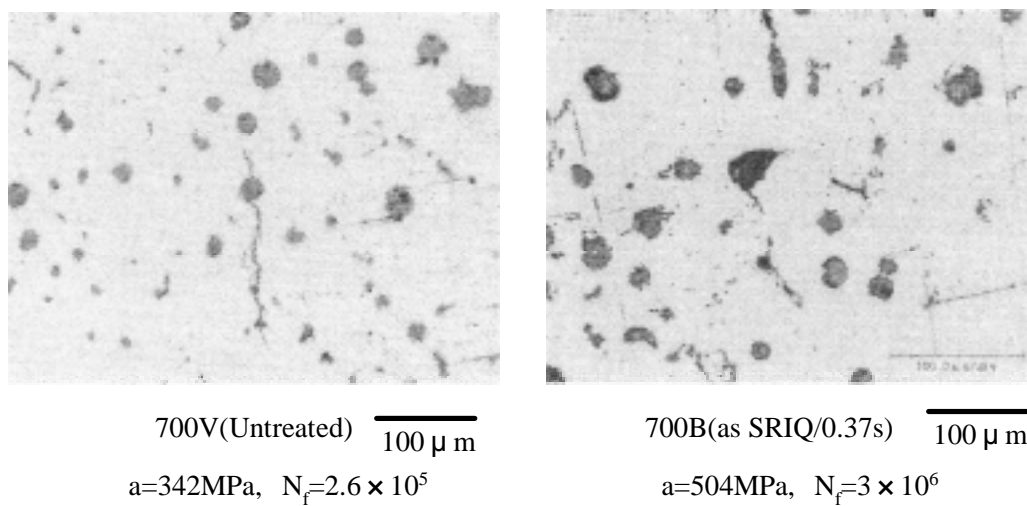


Fig. 3-41 Typical feature of crack propagation (FCD700)

第3章

3.4 結言

球状黒鉛鑄鉄 (FCD) の表面改質による高強度化を目指し、FCD400 材、FCD700 材を供試材として、加熱温度を一定にして加熱時間を変えた熱処理条件で超急速短時間加熱焼入れ (SRIQ) を施し、その基礎的疲労強度への影響を評価し、疲労き裂の発生、進展過程を観察した。

得られた結果を以下に示す。

- (1) 超急速短時間加熱焼入れ条件の加熱時間を長くする (加熱温度一定) ことにより、FCD400 材、FCD700 材とも疲労強度は向上する。
- (2) FCD400 材の場合、超急速短時間加熱焼入れ後もフェライトが残存し、表面硬さが低いにもかかわらず、疲労強度は向上する。これは、基地組織において弱部と考えられる黒鉛の周辺に環状マルテンサイトが生成し、その高い硬さと圧縮残留応力場が形成されることにより、疲労き裂の進展が抑制されるためと考えられる。また、加熱時間を長くすると疲労強度は向上するが、これは黒鉛からの炭素の分解、固溶、拡散が進み、環状マルテンサイトの厚さが大きくなることによって、き裂発生がさらに抑制されたためと考えられる。
- (3) FCD700 材の場合、超急速短時間加熱焼入れ後、表面部には高い硬さと高い圧縮残留応力が生起されるが、浅い硬化層の場合、内部を起点として破壊するため、疲労限度は素材に比べてほとんど向上しなかった。しかし、加熱時間を長くして硬化層を深くすると疲労強度は向上し、これは内部破壊が抑制されて表面破壊が支配的になるためと考えられる。
- (4) 超急速短時間加熱焼入れを施した FCD400 材と FCD700 材の疲労強度 (疲労限) は、FCD400 材ではフェライトが残存し、表面硬さが低いにもかかわらず、高い表面硬さを有する FCD700 材とほぼ同等であった。これは、FCD700 材の場合、基地組織がマルテンサイトで高硬さながら靱性が低いため、圧縮残留応力の効果も含めて、疲労初期段階のき裂の発生は抑制するもののき裂発生後のき裂進展が早く、一方、FCD400 材では、基地組織がフェライトで低硬さながら靱性が高く、また環状マルテンサイト近傍の圧縮残留応力場の効果によってき裂が迂回することもあり、き裂進展が遅いためと考えられる。

第 4 節 超急速短時間加熱焼入れした球状黒鉛鑄鉄(FCD400)の基礎的疲労特性 におよぼす高周波誘導加熱条件の影響

4.1 緒言

本章第 3 節では、超急速短時間加熱焼入れ (SRIQ) を施した異なる基地組織を有するフェライト基地球状黒鉛鑄鉄(FCD400)、パーライト基地球状黒鉛鑄鉄(FCD700)の疲労強度特性を評価した結果、ともに、未処理材に比べ、大幅に疲労強度が向上することが明らかになった。特に注目すべき点は、FCD400 材の場合、SRIQ 後も弱部の未溶解フェライトが残存するのにもかかわらず、均一なマルテンサイトと高硬さを有する FCD700 材と同等以上の疲労強度を有することである。その強化機構は、焼入れされることにより黒鉛組織周辺に環状のマルテンサイト(2次元的に表現すると環状になるが、実際には卵の殻状である)が形成される効果であること、また、環状マルテンサイトが厚くなる方が疲労強度向上が望めることを明らかにした⁽⁴⁶⁾。しかしながら、この高周波熱処理条件と環状マルテンサイトの厚さおよび疲労特性の関係や、この環状マルテンサイト層が具体的に疲労強度にどのように影響をおよぼすかについては未だ不明な点が多い⁽⁸⁾⁽¹¹⁾⁽⁴⁷⁾⁽⁴⁸⁾。

そこで、本章では FCD400 材に着目し、SRIQ を含む種々の高周波誘導加熱条件下で高周波焼入れを施し、(1)破壊機構におよぼす環状マルテンサイト厚さの影響を評価して、その疲労き裂発生と進展への影響を明らかにする。(2)環状マルテンサイト生成による圧縮残留応力場の発生が疲労特性に大きく影響していると考えられるので、モデルを用いて残留応力場を解析し、FCD400 材に対する SRIQ の有効性を実証することを目的に実験を行った。

4.2 実験方法

供試材には本章第 3 節と同じ表 3 - 7, 3 - 8 に示す化学成分、機械的性質を有する FCD400 材 (フェライト基地球状黒鉛鑄鉄) を用いた。同材を図 3 - 4 2 に示す試験片形状に加工した後、図 3 - 4 3 に示す熱処理サイクルで、加熱温度は 975 (1248K) で一定、加熱時間を 0.13 ~ 7.3s とした SRIQ および高周波焼入れ(IQ) (ここでは、まとめて SRIQ と表す。) を施し、加熱時間の違いによりそれぞれ A ~ D シリーズ (加熱時間 0.13 ~ 7.3s) とした。各試験片について、試験片 R 部の軸方向 (L) 断面の深さ方向にマイクロビッカース硬さ (荷重 2.94N) 分布を測定した。また、微小部 X 線応力測定装置を用いて試験片 R

第3章

部の軸方向の残留応力を測定した。疲労試験は、試験片の最小径部をエメリー紙とバフ研磨により鏡面仕上げした後、小野式回転曲げ疲れ試験機（3000rpm）を用いて行った。本研究では、 10^7 回の繰返し負荷で破断に至らなかった最大応力を疲労強度とした。破断後の試験片については破面のマクロ観察ならびに走査型電子顕微鏡（SEM）によるミクロ観察を行い、破壊起点部を特定した。

Table 3-7 Chemical composition (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu
FCD400	3.73	2.24	0.46	0.023	0.007	0.44	0.02

Table 3-8 Mechanical properties

	T.S.(MPa)	Y.S.(MPa)	(%)
FCD400	422	268	23.7

T.S.:Tensile strength Y.S.:Yield strength
:Elongation

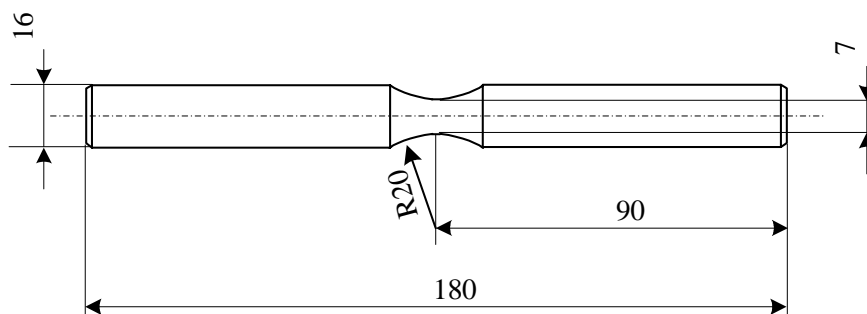


Fig. 3-42 Specimen configuration

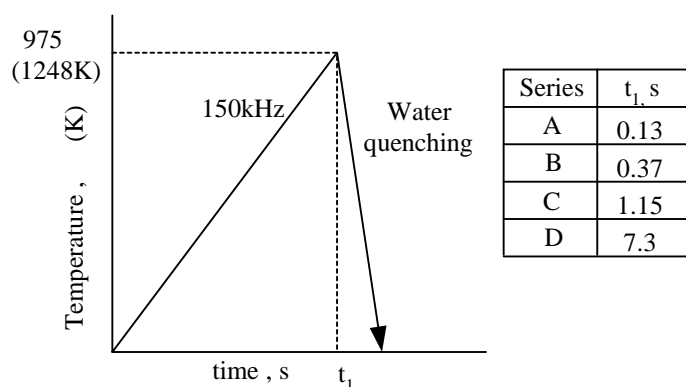


Fig. 3-43 Heating cycle of SRIQ

4.3 実験結果および考察

4.3.1 組織・残留応力・硬さ分布におよぼす超急速短時間加熱焼入条件の影響

図3-44に未処理材およびA~DシリーズのR部表面近傍の組織写真を示す。未処理材はフェライト+球状黒鉛であるのに対して、SRIQ材は黒鉛の周りに環状マルテンサイトが認められた。この環状マルテンサイト層の厚さは、加熱時間が長くなるのにもとない、大きくなっている様子が観察された。そこで、組織写真から環状マルテンサイトの厚さを実測した結果、図3-45に示すように、Aシリーズ(加熱時間0.13s)では $3.5\mu\text{m}$ 、Dシリーズ(加熱時間7.3s)では $7.8\mu\text{m}$ であることが確認された。これは、加熱時間が長くなると、黒鉛中の炭素のマトリックスへの固溶量と拡散量が増加するためと考えられる。

次に、FCD400材にSRIQを施すことにより、黒鉛周りに生成した環状マルテンサイト層の黒鉛からの炭素の拡散範囲を明らかにするために、黒鉛周りの炭素分布を電子線マイクロアナライザー(EPMA)を用いて測定(ビーム径 $1\mu\text{m}$)した。その結果、図3-46に示すように炭素量は黒鉛の表面近くが最も多く、黒鉛から離れると少なくなった。また、炭素の拡散部分は環状マルテンサイト層の厚さとほぼ一致していた。以上の結果から、SRIQでの加熱により黒鉛中の炭素が分解し、フェライト中に固溶・拡散し、そして、冷却により、拡散部分がマルテンサイト変態して環状マルテンサイトが形成されていることが明らかになった。

図3-47に試験片最小径部における深さ方向の硬さ分布を示す。各試験片とも表面硬さは、未処理材に比べて高くなっており、Aシリーズでは300HV、B~Dシリーズでは350~400HVであった。このように、B~Dシリーズが高い硬さを示すのは、図3-44に示すように焼入組織中の環状マルテンサイトの厚さが大きいことに起因すると考えられる。硬化層深さは溶製鋼のように明確には表われないが、加熱時間が長くなるのにもとない深くなり、Aシリーズ(加熱時間0.13s)は約0.5mmで、Dシリーズ(加熱時間7.3s)では硬化部がほぼ中心部まで達した。なお、環状マルテンサイト層のみの硬さを超微小硬さ計で測定(荷重9.8mN)した結果、850~890HVと高硬さであり、この部分は高炭素マルテンサイトであることがわかった。

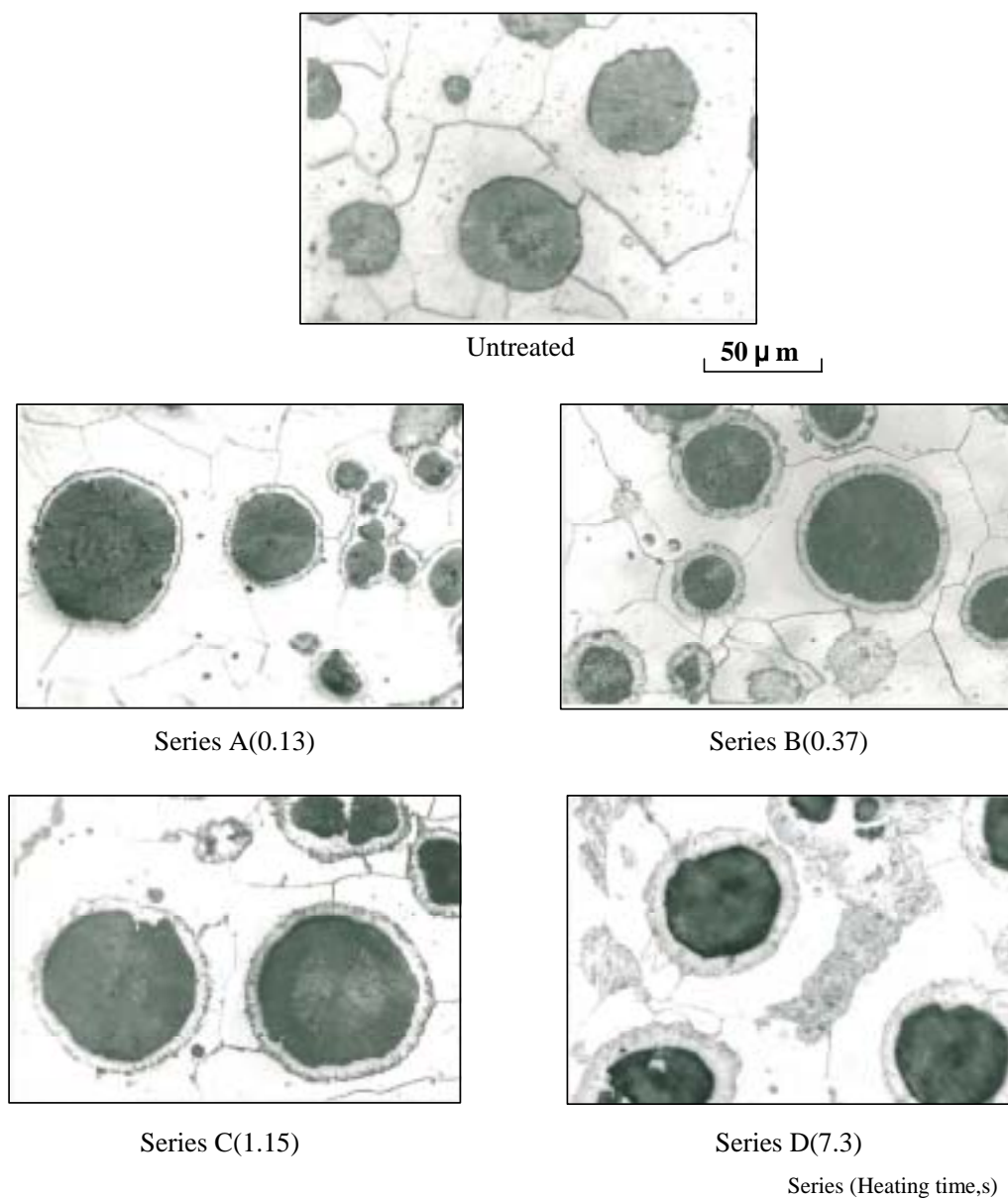


Fig. 3-44 Microstructure of untreated specimen and SRIQ specimens

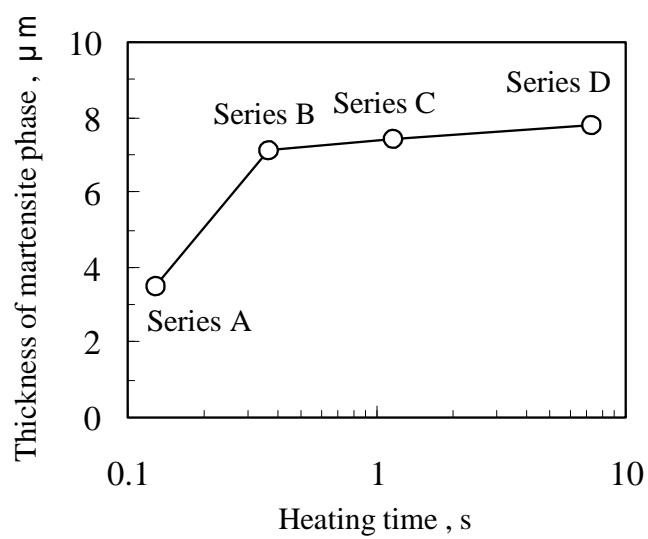


Fig. 3-45 Relationship between heating time and thickness of ringed martensite of SRIQ specimens

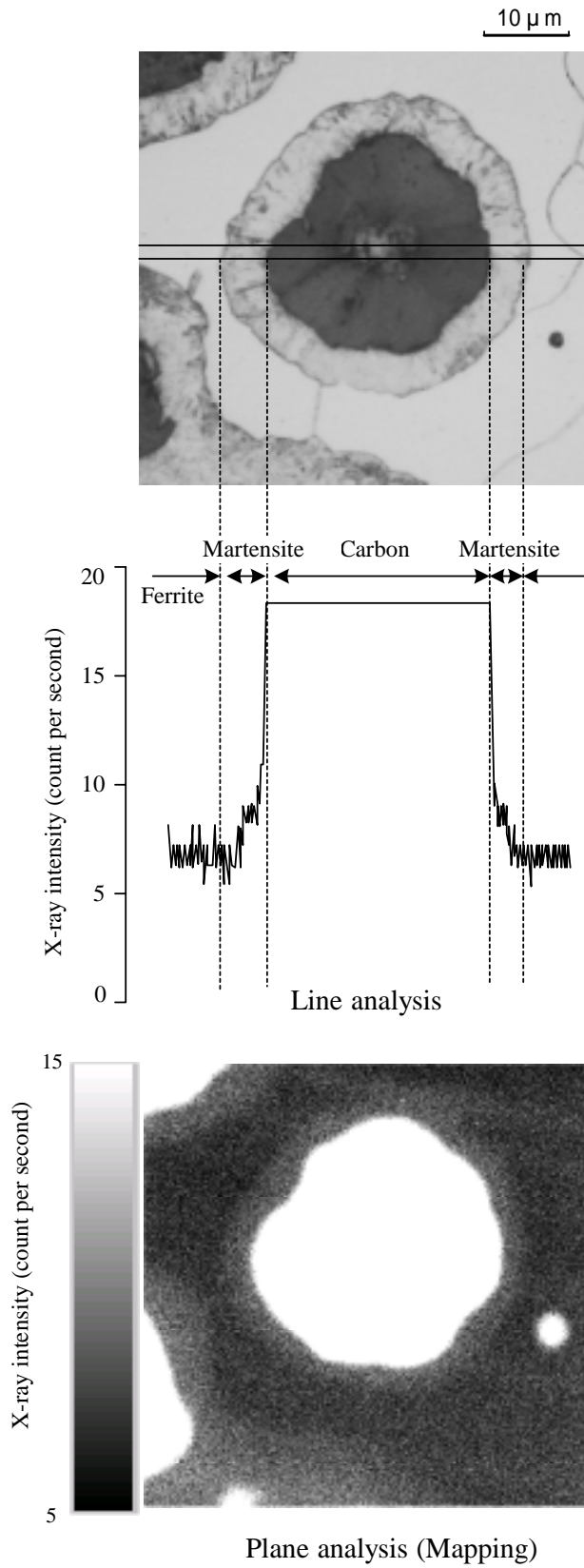


Fig. 3-46 Carbon distribution of SRIQ specimen (Series B) by EPMA

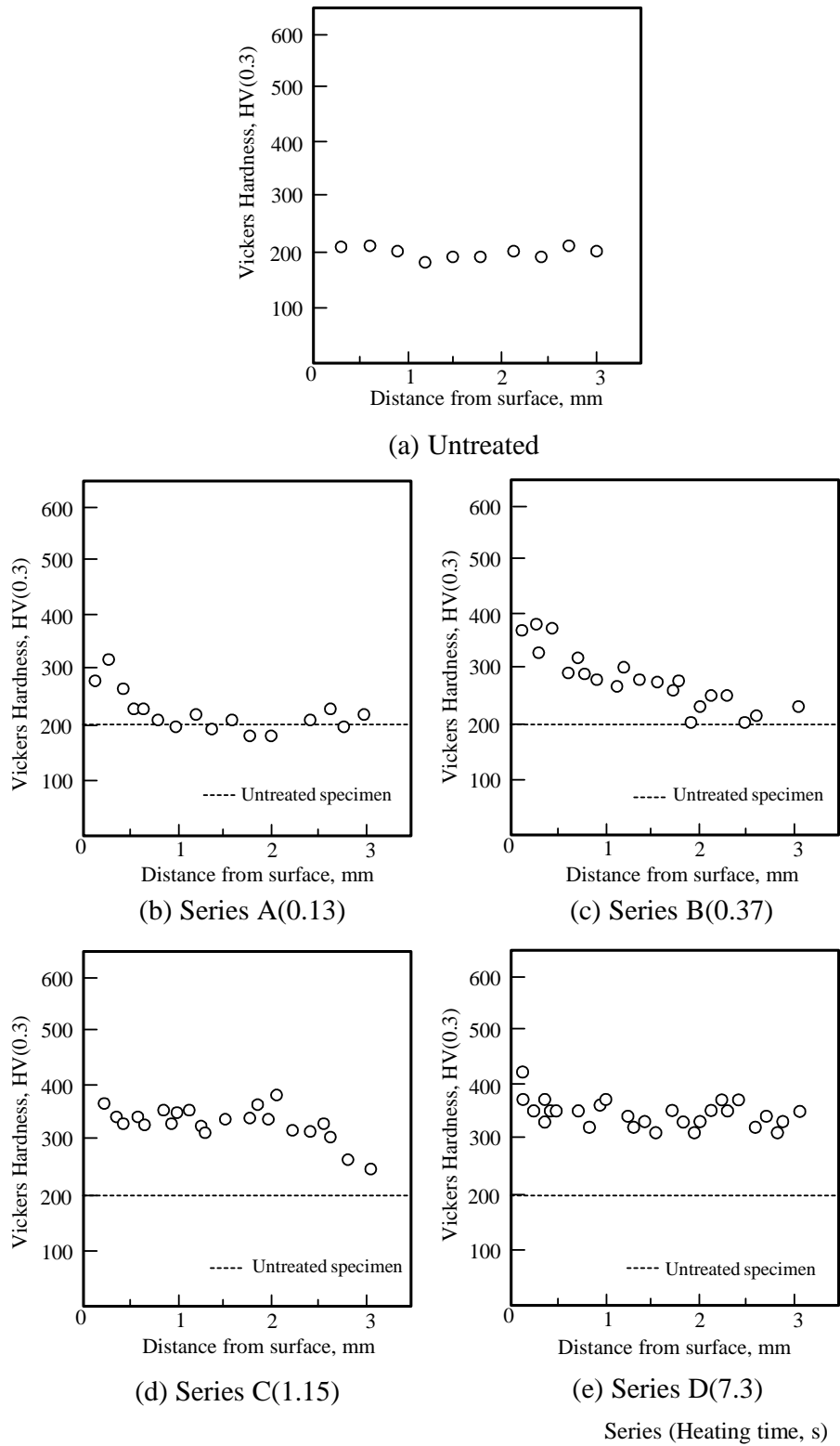


Fig. 3-47 Hardness distributions of untreated specimen and SRIQ specimens

第3章

図3-48に試験片R部表面の軸方向の残留応力測定結果を示す。加熱時間の短いAシリーズ(加熱時間0.13s)より長いB(0.37s),Cシリーズ(1.15s)の方が圧縮残留応力は大きくなり、最も長いDシリーズ(7.3s)では逆に小さくなった。図3-49に超急速短時間加熱焼入れ(SRIQ)を施したFCD400材の場合のマクロ的観点およびミクロ的観点からの残留応力発生機構を模式図で示す。図3-49(a)は、マクロ的残留応力発生機構で、急熱急冷によりマルテンサイト変態し、膨張した表面が内部の非加熱部分に引き込まれて弾性変形するために生成すると考えられる⁽¹⁾。図3-49(b)はミクロ的残留応力発生機構で、環状マルテンサイトの生成にともない、黒鉛周辺に圧縮残留応力が発生すると考えられる。Aシリーズで圧縮残留応力が低かったのは、環状マルテンサイト層厚さがB,Cシリーズに比べて小さいため、ミクロ的な圧縮残留応力の効果が少なかったためと考えられる。一方、Dシリーズで小さかったのは、内部まで硬化されていることにより、マクロ的な圧縮残留応力の効果が少なかったためと考えられる。なお、ミクロ的な圧縮残留応力の効果については後で解析する。

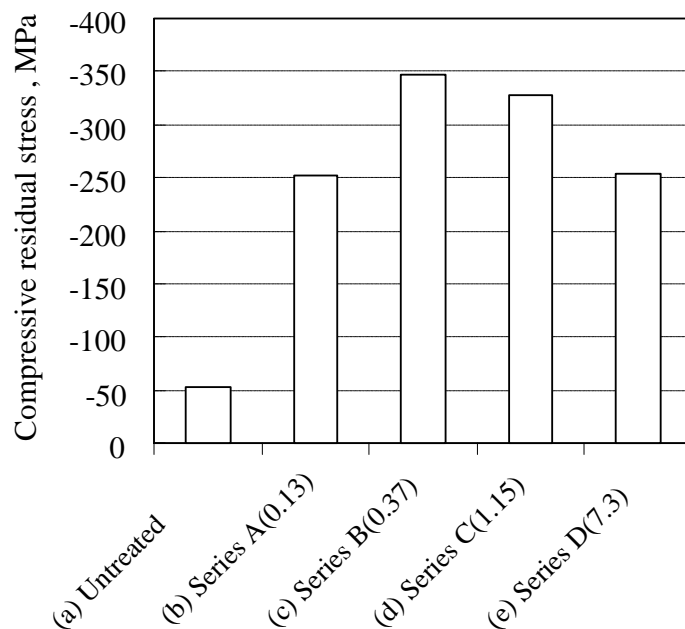


Fig. 3-48 Relationship between heating time and residual stress of SRIQ specimen

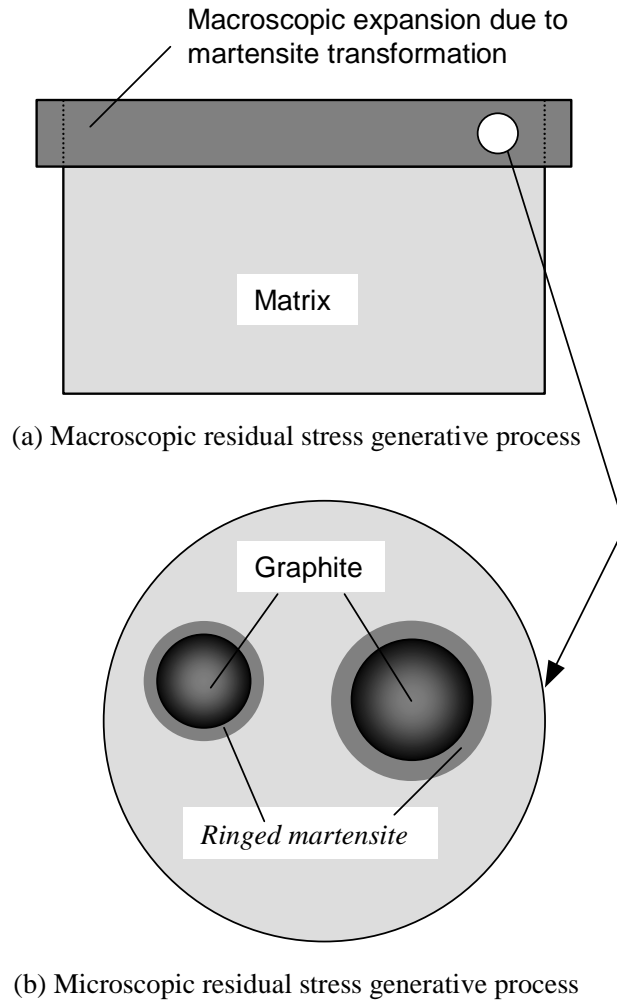


Fig. 3-49 Schematic illustration of the macroscopic and microscopic residual stress generative process

4.3.2 疲労強度におよぼす超急速短時間加熱焼入条件の影響

図3-50に未処理材およびA~Dシリーズの疲労試験結果を示す。SRIQを施すことにより、疲労強度は、未処理材に比べて大きく向上していることがわかった。A~Cシリーズを比較すると、Aシリーズに比べ、加熱時間が長いB、Cシリーズの疲労強度が向上することがわかった。これは、加熱時間が長くなるにつれ、前述したように、環状マルテンサイトが厚く形成され、また、圧縮残留応力も高くなったことにより、疲労き裂の発生および進展に対する抵抗がより大きくなったためと考える。なお、B、Cシリーズがほぼ同等の疲労強度を示したのは、図3-45、3-48に示すように両材の環状マルテンサイト層厚さ、圧縮残留応力がほぼ同等の値であったためと考えられる。一方、Dシリーズの疲労強度がB、Cシリーズに比べ若干低下したのは硬化部全体の圧縮残留応力が低下したためと考えられる。

以上の結果より、FCD400材に異なる条件でSRIQを施すことにより、疲労強度は向上し、B、Cシリーズでは未処理材に比べ1.8倍の疲労強度を有することがわかった。

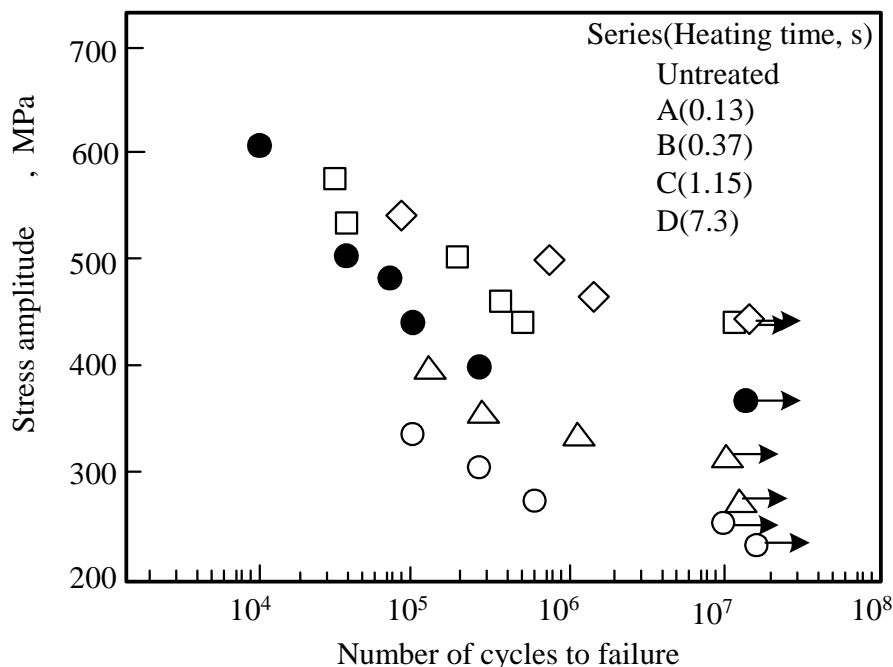


Fig. 3-50 Rotating bending fatigue test results

4.3.3 表面き裂の発生，進展挙動

前節で，SRIQによりFCD400材の疲労強度が大幅に向上することを明らかにした．本節ではSRIQにより形成された環状マルテンサイトの疲労破壊機構への影響を明らかにするために，疲労試験中の疲労き裂の発生，進展挙動をビデオマイクロスコープにより観察した．

その代表例として，図3-51に未処理材および最も疲労強度が高かったBシリーズの観察結果を示す．未処理材では，き裂の起点部はほとんどが黒鉛組織周辺で，発生したき裂は黒鉛とフェライト地の境界を貫通するように進展しているのに対し，Bシリーズの場合，疲労き裂の発生は黒鉛およびフェライト組織からであるが，黒鉛周辺から発生したき裂は未処理材に比べて少なく，フェライト基地組織中から発生したき裂は環状マルテンサイトを迂回するように進展していることがわかった．これは，マルテンサイト基地組織から発生した主き裂の進展が，環状マルテンサイトおよびその生成による圧縮残留応力場によって，黒鉛への侵入を抑制したためと考えられる．また，図3-52に示すように，黒鉛から発生したき裂が環状マルテンサイト内で停留しているものが観察された．これは，環状マルテンサイト部の圧縮残留応力場により，き裂の進展を抑制したためと考えられる．

次に，疲労き裂の発生および進展機構を定量的に評価するために疲労限の1.1倍の荷重で試験を行い，表面き裂の進展状況を応力拡大係数幅を求めることにより評価した．図3-53にき裂伝ば速度曲線を示す．き裂伝ば速度は未処理材が最も大きく，未処理材>Aシリーズ>B,C,Dシリーズの順となった．未処理材，Aシリーズの曲線の勾配は焼入材より大きく， K の増加とともに伝ば速度は拡大している．

球状黒鉛鑄鉄の高サイクル域での巨視き裂伝ばについては，素地組織の影響を受け，フェライトに比べ，ベイナイトなどの高強度な組織の方が K_{th} 付近では進展が早くなるとされている⁽⁴⁹⁾．ところが，本実験データにおいて，SRIQしたA~Dシリーズはマルテンサイト層を有するにも関わらず，すべての K 領域においてフェライト地の未処理材に比べ高い値を示した．これは，前述のき裂進展過程の観察結果から，き裂が，未処理材の場合は黒鉛とフェライト基地の境界を貫通するように進展するのに対し，B,C,Dシリーズの場合は，黒鉛を迂回して進展したためと考えられる．

以上の結果より，SRIQが，すべての K 領域において，き裂伝ば抵抗の改善に役立つことがわかった

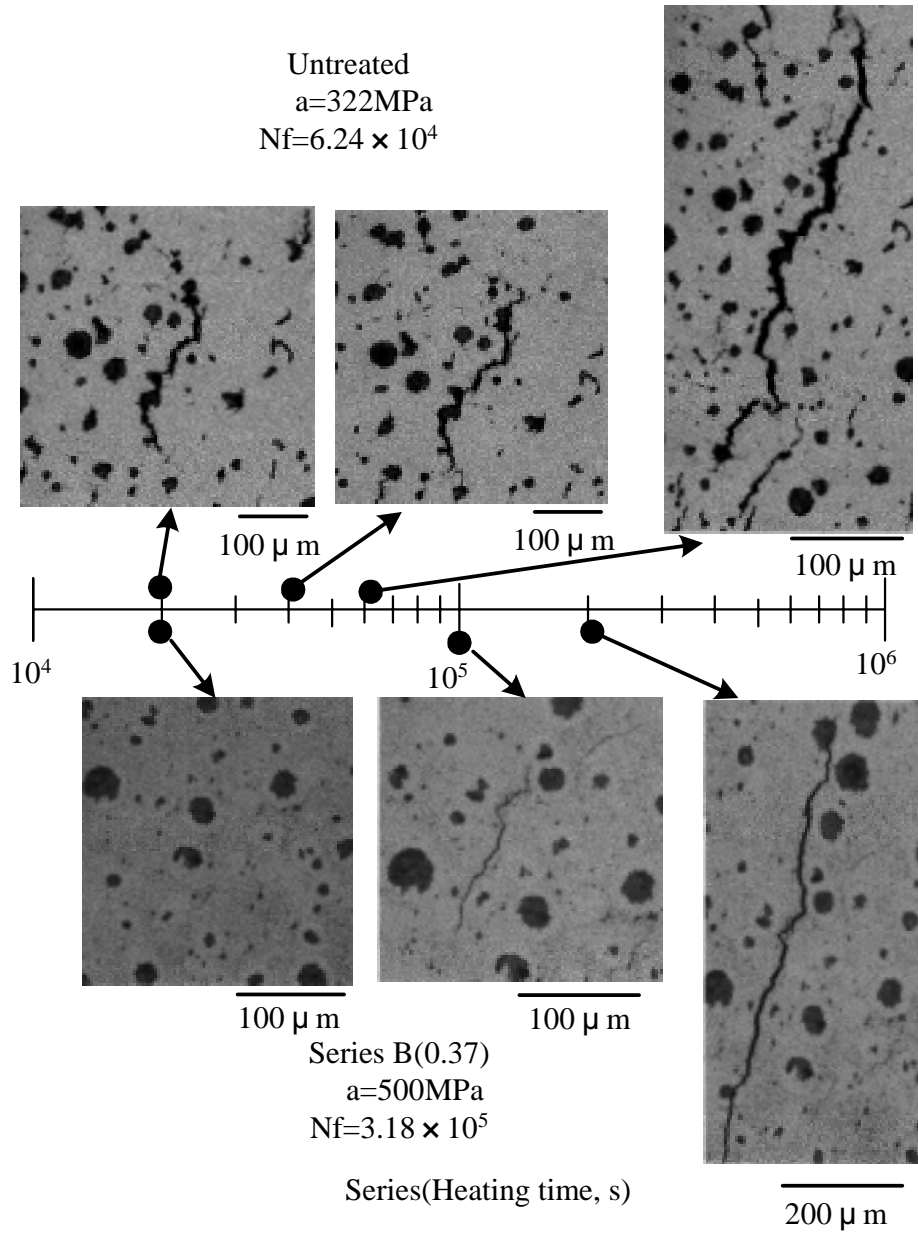


Fig. 3-51 Typical feature of crack propagation

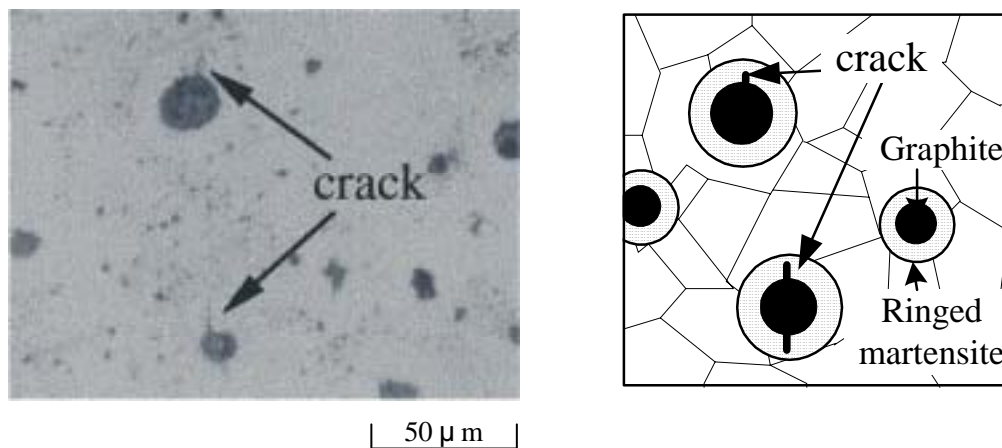


Fig. 3-52 Arrested crack in ringed martensite

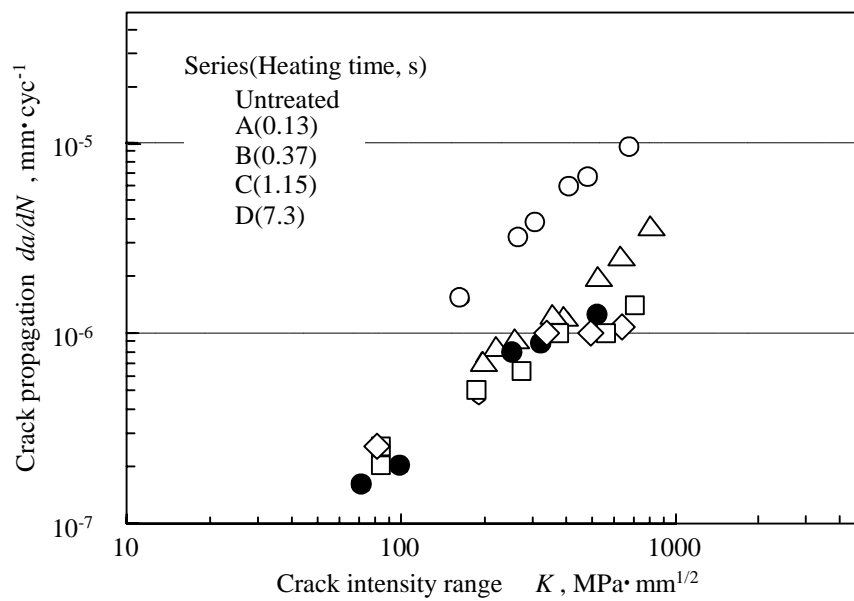


Fig. 3-53 Propagation of crack

第3章

次に，SEM を用いて破面のミクロ観察を行った．図3 - 5 4 に未処理材と各シリーズの SEM 観察結果を示す．未処理材，焼入材とも疲労破壊起点は表面部の鑄造欠陥であるが，破面中に見られる黒鉛の面積率が異った．そこで，黒鉛破面率（破面中に観察される黒鉛の面積率）を測定したところ，表3 - 9 に示すように未処理材に比べ，SRIQ 材の方が少ないことがわかった．また，疲労強度が低く，き裂進展速度が大きかった A シリーズの方が，B シリーズに比べ，黒鉛破面率が大きかった．このことは，A シリーズにおいてはき裂が黒鉛を通過して破壊している率が高いことを示唆しており，今まで述べてきた現象を裏付けている．

以上のき裂進展挙動および破面の観察を元にして，図3 - 5 5 に SRIQ した FCD400 材の疲労強度向上機構を模式図で示す．未処理材，焼入材とも黒鉛周辺が弱部となっているが，SRIQ を施すことにより，環状マルテンサイトおよびそれによる圧縮残留応力場を形成し，この効果により，黒鉛からのき裂の発生および進展が抑制されたものと考えられる．次に，き裂が環状マルテンサイトを迂回して進展したのは，環状マルテンサイト周辺に発生した圧縮残留応力場によって，き裂の環状マルテンサイトへの浸入が抑制されたためと考えられる．

一方，このような環状マルテンサイト層に存在する圧縮残留応力と相反する形で，フェライト部には引張残留応力が存在すると考えられるが，フェライト部からのき裂発生が認められないことから，フェライト強度を越えるような大きな引張残留応力の存在は考えにくい，今後の研究課題である．

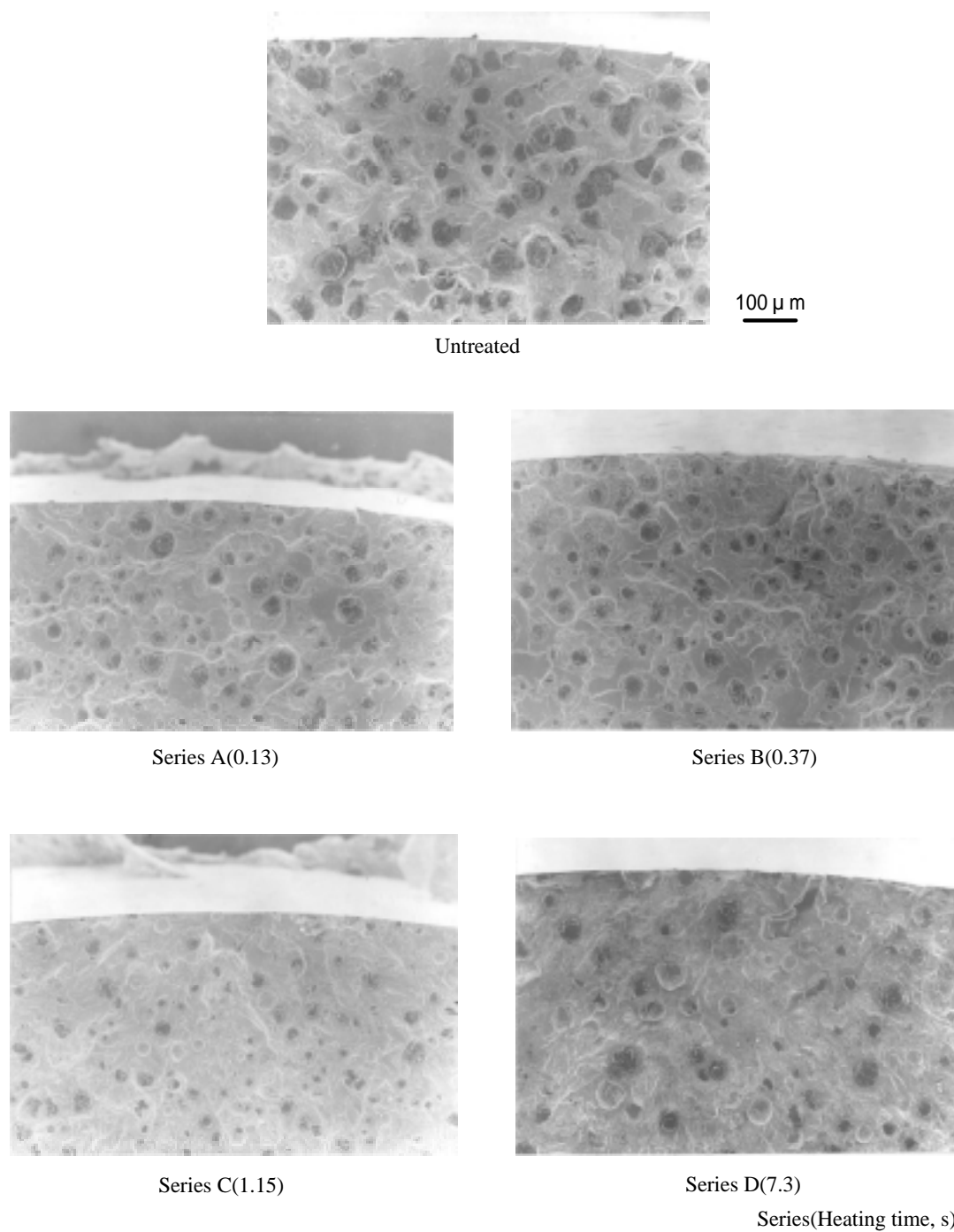


Fig. 3-54 SEM fractographs of the fracture surface

Table 3-9 Graphite percentage in fracture surface

Series(Heating time, s)	Untreated	A(0.13)	B (0.37)	C(1.15)	D (7.3)
Graphite percent in fracture surface (%)	16.8	8.7	6.7	7.1	6.8

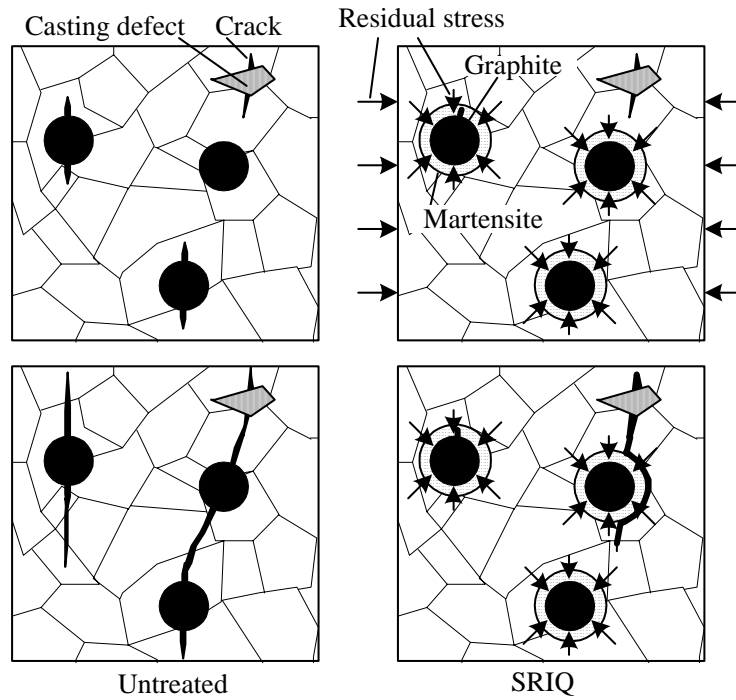


Fig. 3-55 Schematic illustration of fracture process

4.3.4 環状マルテンサイト周辺の圧縮残留応力解析

前項までの結果より、FCD400 材に SRIQ を施すことにより、疲労特性が向上する理由は、黒鉛周辺に生成する環状マルテンサイトによる圧縮残留応力場が疲労き裂の進展を抑制しているためと考えられた。しかし、このような黒鉛周辺の微小部の残留応力を測定するのは物理的に非常に困難である。そこで、本研究では以下に示す方法により解析モデルを検討し、環状マルテンサイト周辺の残留応力場を評価した。

基本的には、解析を、黒鉛とその回りに存在する環状マルテンサイトおよび周辺のフェライト組織が隙間なく接する厚肉球形（以下、組み合わせ球殻）にとらえ、環状マルテンサイト生成時の体積増にともなう膨張による応力解析を図3-56に示すモデル図を用いて行った。なお、中心部に存在する黒鉛は空孔とみなして解析した。

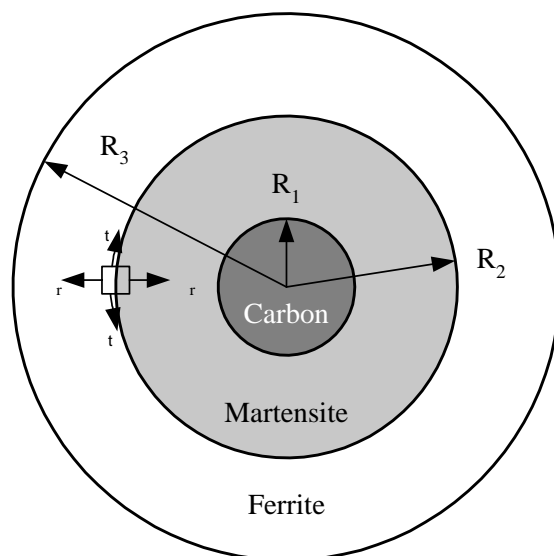


Fig. 3-56 Figure of a calculation model

第3章

いま，内側球殻（内径 R_1 ，外径 R_2 ）が自由膨張して比容積が γ_1 から γ_1' に変化したときの内側球殻の外周の変位量 ΔUR_2 は(3-31)式で表される．

$$\Delta UR_2 = \left[\left(\frac{\gamma_1'}{\gamma_1} \right)^{1/3} - 1 \right] R_2 \quad (3-31)$$

一方，厚肉球殻の円周方向応力を σ_t ，半径方向応力を σ_r とおくと，円周方向ひずみ ϵ_t は(3-32)式で表される．

$$\epsilon_t = \frac{1}{E} \left(\sigma_t - \frac{\nu}{m} \sigma_r \right) \quad (3-32)$$

E ：厚肉球殻のヤング率， m ：ポアソン数

いま，内側球殻の外表面が外圧 P のみを受けるとき，内側球殻内部の半径方向および円周方向の応力 σ_r ， σ_t は(3-33)，(3-34)式で与えられる．⁽⁵⁰⁾

$$\sigma_r = \frac{R_2^3}{R_2^3 - R_1^3} \left(1 - \frac{R_1^3}{r^3} \right) P \quad (3-33)$$

$$\sigma_t = \frac{R_2^3}{R_2^3 - R_1^3} \left(1 + \frac{R_1^3}{2r^3} \right) P \quad (3-34)$$

したがって，内側球殻の外表面における半径方向応力 σ_r は次のように求められる．

$$\sigma_r = -P \quad (3-35)$$

$$\epsilon_t = \frac{-P}{2} \left(\frac{2R_2^3 + R_1^3}{R_2^3 - R_1^3} \right) \quad (3-36)$$

ここで，(3-32)，(3-35)，(3-36) 式より内側球殻の外表面に生じる円周方向のひずみ ϵ_t は(3-37)式で求められる

$$\varepsilon_t = \frac{-P}{2E(R_2^3 - R_1^3)} \left(2R_2^3 + R_1^3 - \frac{4R_2^3 - R_1^3}{m} \right) \quad (3-37)$$

同様に外側球殻内面に生じる円周方向のひずみ ε_{t2} は(3-38)式で求められる。

$$\varepsilon_{t2} = \frac{P}{2E(R_3^3 - R_2^3)} \left(2R_2^3 + R_3^3 - \frac{4R_2^3 - R_3^3}{m} \right) \quad (3-38)$$

(3-31) , (3-36) , (3-37)式より P 値は(3-39)式で求められる。

$$P = \left[\left(\frac{\gamma_1'}{\gamma_1} \right)^{1/3} - 1 \right] \frac{2mE(R_3^3 - R_2^3)(R_2^3 - R_1^3)}{3(m-1)R_2^3(R_3^3 - R_1^3)} \quad (3-39)$$

(3-33) , (3-34) , (3-39)式より , 内側球殻内部の半径方向応力 σ_r および円周方向応力 σ_t は(3-40) , (3-41)式で求められる。

$$\sigma_r = \frac{2mE}{3(m-1)} \left[\left(\frac{\gamma_1'}{\gamma_1} \right)^{1/3} \right] \frac{R_2^3 - R_1^3}{R_3^3 - R_1^3} \left(1 - \frac{R_3^3}{r^3} \right) \quad (3-40)$$

$$\sigma_t = \frac{2mE}{3(m-1)} \left[\left(\frac{\gamma_1'}{\gamma_1} \right)^{1/3} \right] \frac{R_3^3 - R_2^3}{R_3^3 - R_1^3} \left(1 + \frac{R_1^3}{2r^3} \right) \quad (3-41)$$

同様に外側球殻内部の応力も求め , 計算を行った。

なお , E は 2×10^7 MPa , m は 3 , R_1 は平均黒鉛粒径 , R_2 は環状マルテンサイト厚さ , R_3 は平均黒鉛間距離を用いた。

図3 - 5 7 に半径方向の計算結果を示す。これより , 環状マルテンサイト部分には , 最大で - 150MPa の圧縮残留応力が存在することがわかった。この環状マルテンサイト周辺の圧縮残留応力により , 疲労き裂が環状マルテンサイト層に進展するのを抑制し , 迂回させたと考えられる。また , A シリーズより強度の高い B , C シリーズの方が高い圧縮残留

第3章

応力を示し、このことも解析結果の妥当性を裏付ける結果となった。

以上の結果、本解析結果は実験結果とほぼ一致し、本解析モデルが疲労き裂の成長機構を説明する上で妥当であると考えられる。

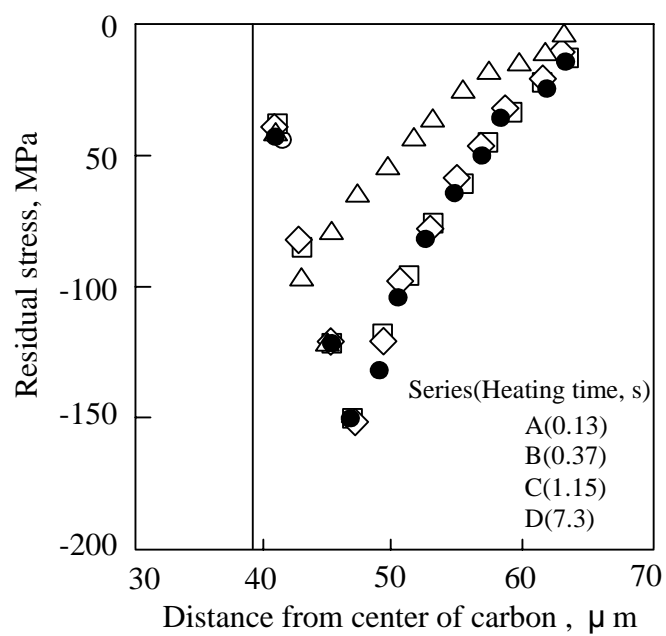


Fig. 3-57 Residual stress distribution at martensite
(Direction of the circumference)

4.4 結言

フェライト基地球状黒鉛鑄鉄(FCD400)の高サイクル疲労特性におよぼす超急速短時間加熱焼入れ(SRIQ)の熱処理条件の影響を明らかにするために、加熱温度を一定として加熱時間を変えた熱処理条件で超急速短時間加熱焼入れを施し、その小野式回転曲げ試験での疲労強度への影響を評価し、疲労き裂の発生、進展過程を観察した。さらに、モデル図を作成し、超急速短時間加熱焼入れにより生成する黒鉛周りの環状マルテンサイト部の残留応力場をシミュレーション解析し、疲労破壊への影響を検討した。

得られた結果を以下に示す。

- (1) 超急速短時間加熱焼入れにより疲労強度が向上する。これは環状マルテンサイトの生成による高硬さと高圧縮残留応力場の効果と考えられる。超急速短時間加熱焼入れの時間が長くなると、この環状マルテンサイトの厚さは増すが、それにとまなう疲労強度向上は単純には増加せず、加熱時間 0.37 ~ 1.15s で最も疲労強度が向上し、それより長くなると低下した。この疲労強度の低下は加熱時間が長くなるのにもない、焼入れが中心部まで施され、その結果、表面部の圧縮残留応力が減少したためと考えられる。
- (2) 環状マルテンサイトは、黒鉛周辺からの疲労き裂の発生および進展を抑制し、さらに、フェライトから発生したき裂の進展を迂回させる効果がある。これは環状マルテンサイトの形成により黒鉛周辺に圧縮残留応力場が生成したためと考えられ、モデルを用いたシミュレーション解析でも圧縮残留応力の存在が明らかになった。

第3章

参考文献

- (1) 例えば, 川寄一博: “4.1 高周波熱処理作業”, 日本熱処理技術協会編集 / 熱処理技術入門, (1997), 272-291, 大河出版.
- (2) 高橋秀雄: 熱処理, 7-2, (1967), 118-124.
- (3) J.Orlich: Atlas zur Warmebehandlung der Srahle. Band, 3.4, Velag Stahleisen M.B.H (1973,1974).
- (4) 井口信洋, 横田清義, 三輪敬之: 日本金属学会誌, 39, (1975), 255.
- (5) 橋本精二, 山崎隆雄, 藤田清比古: 熱処理, 15-1, (1975), 19-24.
- (6) 本山盛太郎, 伏見慎二, 内田敏雄: 日本熱処理技術協会第4回学術講演大会予稿集, (1976), 1-2.
- (7) 瓜田龍実, 並木邦夫: 電気製鋼, 61-1, (1990), 14-24.
- (8) P.R.Rois, P.L.Schneider: Recrst, (1990), 331-336.
- (9) 宇野光男, 中里福和, 清木場進, 宇野克洋: 住友金属, 42, (1990), 8-46.
- (10) Roy F. Kern: Heat treating, (1991), 20-24.
- (11) 瓜田龍実, 中村貞行: 材料とプロセス, 6-6, (1993), 569.
- (12) Thomas J.Favenyesi, D.Medlin, D.K. Matlock, G.Krauss: Mechanical Working and Steel Processing, 36, (1998), 733-740.
- (13) 川寄一博, 高岡憲久, 山崎隆雄, 尾崎良二: 熱処理, 20, 6, (1980), 281-288.
- (14) W. Hume-Rothery (平野賢一訳): 鉄鋼物性工学入門, (1968), 66, 共立出版.
- (15) 米谷 茂: 残留応力の発生とその対策, (1981), 養賢堂.
- (16) P. Payson, W. L. Hodapp and J. Leeder: Trans. ASM, 28, (1940), 306.
- (17) 大和久重雄, 赤須英夫: 鉄道技術研究報告, No.305, (1962).
- (18) 大和久重雄, 赤須英夫: 鉄道技術研究報告, No.359, (1963).
- (19) J. Orlich: XVe COLLOQUE INTERNATIONAL pour letendt raitments themiques Gaen France, 29, 30, 31, (1974).
- (20) H. Schlicht: XVe COLLOQUE INTERNATIONAL pour letendt raitments themiques Gaen France, 29, 30, 31, (1974).
- (21) 大西巖, 菊池俊郎, 尾上次男: 日本溶接学会全国大会講演概要11集, (1972), 94.
- (22) 三輪敬之, 井口信洋: 日本金属学会誌, 37, 9, (1973), 946.

- (23)三輪敬之, 井口信洋, 横田清義: 日本金属学会誌, 39, (1975), 255-261.
- (24)J. Crank: Free and Moving Boundary Problems, (1984), Clarendon Press, Oxford.
- (25)I. I. kolodner: Communications on Pure and Applied Mathematics, vol.4, (1956), 1.
- (26)M. Enomoto and C. Atkinson: Acta. Metall. Mater, 41, 11, (1993), 3237.
- (27)N. Naoji and M. Enomoto: Scripta Metallurgica, 32, 5, (1995), 787.
- (28)榎本正人: 鉄と鋼, vol.80, 8, (1994), 653.
- (29)L. Kaufman, S. V. Radcliffe and Cohen: Decomposition of Austenite by V.F. Zackay and H.I. Aaronson, (1962) 313, (Interscience Publishers, NewYork).
- (30)西沢泰二: 日本金属学会, 12, 5, (1973), 321.
- (31)葉山房雄, 塚本雄二, 小林稔明, 安形眞司: 鑄研報告, No.39, (1983), 1.
- (32)G.R. Speich and A. Szirmai: Transactions of Metallurgical Society of AIME, 245, (1969), 1063.
- (33)邦武立郎: 日本金属学会会報, 3, (1964), 466 (R. F. Mehlらのデータを含めて整理).
- (34)例えば 田中雄一: バウンダリー, 8-12, (1992), 33-37.
- (35)鈴木芳郎, 徳井達児, 西岡伸夫: 三菱自動車工業テクニカルレビュー, 3, (1990), 137-144.
- (36)竹内栄一: トライポロジスト, 36-1, (1991), 14-19.
- (37)野口徹, 長岡金吾: 鑄物, 45-1, (1973), 11-16.
- (38)原田昭治, 小林俊郎: 球状黒鉛鑄鉄の強度評価, (1999), アグネ技術センター.
- (39)上野繁, 上野拓, 矢野満, 五家政人: 日本機械学会論文集, 56-532, C (1990), 3426-3461
- (40)池永明, 新田康寛, 川本信: 熱処理, 36-5, (1996), 334-341.
- (41)岡林邦夫, 池永明, 辻川正人: 鑄物, 54-5, (1982), 220.
- (42)猿木勝司, 山田明, 小川一義: 日本材料強度学会誌, 23-4, (1989), 123-131.
- (43)石原安興: 鑄物, 58-6, (1986), 426-442.
- (44)片平和俊, 鈴木秀人, 魯勤武, 川寄一博, 三阪佳孝: 日本機械学会論文集, 64-622, A (1998), 1487-1492.
- (45)鈴木秀人, 西野創一郎, 伊藤金, 山田壮一, 森谷光孝: 日本機械学会論文集, 63-610A, (1997), 1147-1152.
- (46)中澤正一郎, 金森大介, 小茂鳥潤, 清水真佐男, 三阪佳孝, 川寄一博, 中野英治: 日本機械学会年次大会講演論文集, 3, 834, (2000), 299-300.

第3章

(47)P . J . Richads : JISI , 209 , (1971) , 190 .

(48)小川武史 , 社本和久 , 戸梶恵郎 : 日本機械学会論文集 , 58-554A , (1992) , 1772 .

(49)鵜戸口英善 , 川田雄一 , 倉西正嗣 : 材料力学 (下巻) , 日本機械学会 , (1959) .

第4章 高周波焼入材の疲労強度におよぼす高周波焼戻しの影響

1 緒言

高周波（表面）焼入れした鉄鋼材料では、材料全体で考えるならば、靱性は維持されているものの、衝撃荷重などによる硬化層の破損を防止するため、さらに焼戻しによって硬化層の靱性を回復させる必要がある。焼戻時間の短縮を目的として高周波焼入材に高周波焼戻し（高周波発振器を使用した急速短時間加熱焼戻し）を行った場合、表皮効果により表面に近い部分ほど高温で焼戻しされる（表面焼戻し）ため⁽¹⁾、表面に近づくほど硬さが低下する形の硬さ分布が生じる。この場合、一様な硬さ分布を有する部材よりも硬化層表面での圧縮残留応力値が低下することが推察され、高周波焼戻材の疲労強度が、同じ表面硬さであっても炉焼戻材の疲労強度より幾分低い値になることが懸念されるが、その機構や改善策を詳細に検討した研究例は見当たらない。

一方、超急速短時間加熱焼入れ(SRIQ)を含めて高周波焼入れされる機械部品等の生産プロセスにおいて、高周波焼戻しは、作業時間の短縮や部品加工と熱処理のインライン化による工数削減が可能なことから、適用例が増加しており、疲労強度の低下は小幅とも考えられることから容認されているのが現状である。できれば疲労強度の低下を伴わず実現できることが望ましいのは言うまでもなく、このような表面焼戻しをともなう高周波焼戻しでの疲労強度低下問題の解決は、調質、高周波焼入れ・焼戻しのインラインプロセスを構築する上での重要課題となっている⁽²⁾。

そこで、本研究では、高周波（表面）焼入材の硬化層において、均一な硬さを持つ焼戻しを行うための新たな高周波加熱条件として、

- () 低めの周波数を用いて電流浸透深さを深くして加熱領域を大とする。
- () 昇温速度を遅くして熱伝導・移動による均熱時間を与える。
- () 繰返し加熱により、やはり熱伝導・移動による均熱時間を与えて熱を十分内部まで拡散させる。

を想定し、その有効性を明らかにするために、各条件で高周波焼戻しを行った材料の硬さ分布、残留応力分布を測定し、疲労強度を求めた。また有限要素法を用いた高周波焼入れ・焼戻し熱処理シミュレーションを行い、均一な硬さを持つ硬化層が得られる機構と、それにともない高い疲労強度が得られる理由を詳細に検討した。

第4章

2 実験方法

2.1 供試材と熱処理条件

表4-1に化学成分を示すS45C鋼の直径19mmの丸棒全体を、焼入性向上のため、高周波誘導加熱により図4-1(a)に示す条件で調質した後、図4-2に示す切欠（応力集中係数 $=2.3^{(3)}$ ）を有する試験片形状に機械加工した（以後、素材/調質材とする）。さらに図4-1(b)に示す条件でR部を主体に高周波焼入れを行い、硬化層深さ1.5mmの表面硬化層を形成させた（高周波焼入材とする）。

本研究で試験片R部に前記の形状を有する切欠を導入したのは、き裂の起点を硬化層表面に限定するためで、一般に表面硬化層を有する鉄鋼材料では、試験片R部を平滑にすると、表面の硬化層ではなく試験片内部の非硬化層を起点として疲労破壊が生じ⁽⁴⁾、硬化層の疲労強度を評価できないためである。

次に、炉焼戻しに関する基礎データを得るため、高周波焼入材を、電気炉を用いて図4-3に示す加熱温度140~230（413~503K）で1h加熱し、4種類の炉焼戻材を作製した。これらの炉焼戻材をFT413~FT503材とし、FT473材は高周波焼戻材と硬さを合わせて疲労強度などを直接比較するために用いた。

一方、高周波焼戻材は、同じ高周波焼入材に、図4-4に示すITA~ITDの4種類の条件で高周波焼戻しを行って作製した。これらの高周波焼戻材をITA材~ITD材とする。ITA材（図4-4(a)）は、高めの周波数(150kHz)を用いた表皮効果によって表面がより高温に加熱される従来の高周波焼戻材として用意した。ITB材（図4-4(b)）は、周波数の低下にともない高周波電流の浸透深さが大きくなり加熱領域が大となる現象に着目し、低めの周波数(3kHz)を用いて均一な硬化層の焼戻しを試みた。さらにITC材（図4-4(c)）は、昇温速度を遅くして、熱伝導・移動時間を与えて温度勾配を低減することで、またITD材（図4-4(d)）では、繰返し加熱により、やはり熱伝導・移動時間を与えて十分内部まで熱を拡散させることで、それぞれ均一な焼戻後の硬化層が得られることを目指した。なお、いずれの高周波焼戻材でも、切欠底の硬さが比較材であるFT473材の硬さ(約700HV)と等しくなるように加熱条件を選択した。

一般に、炉焼戻しでの加熱温度、時間と機械的性質(たとえば硬さ)の関係は、焼戻しパラメータの式(4-1)を用いて求められる。急速短時間加熱での焼戻しの場合、川寄らが、加熱時間を(1/2昇温時間+保持または放冷時間)と設定して計算すれば適用できることを明らかにしている⁽⁵⁾ことから、本式を用いて炉焼戻しと同等の硬さが得られる高周波焼戻温

度を，昇温時間と放冷時間を定めて計算して設定した．なお，硬さ測定の結果，ほぼ同等の表面硬さが得られることが確認できた．

表4-2に各試験材の高周波焼入れ・炉および高周波焼戻し条件をまとめて一覧表で示す．

$$P = T (\log t + C) \tag{4-1}$$

P：焼戻しパラメータ（たとえば，硬さを代用可能）

T：焼戻温度（K）

t：焼戻時間（s） 高周波焼戻しの場合， $t = 1/2$ 昇温時間 + 保持または放冷時間

C：常数（ $C = 20.0$ を用いた）

Table 4-1 Chemical composition (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
0.45	0.29	0.78	0.016	0.018	0.04	0.098	0.05

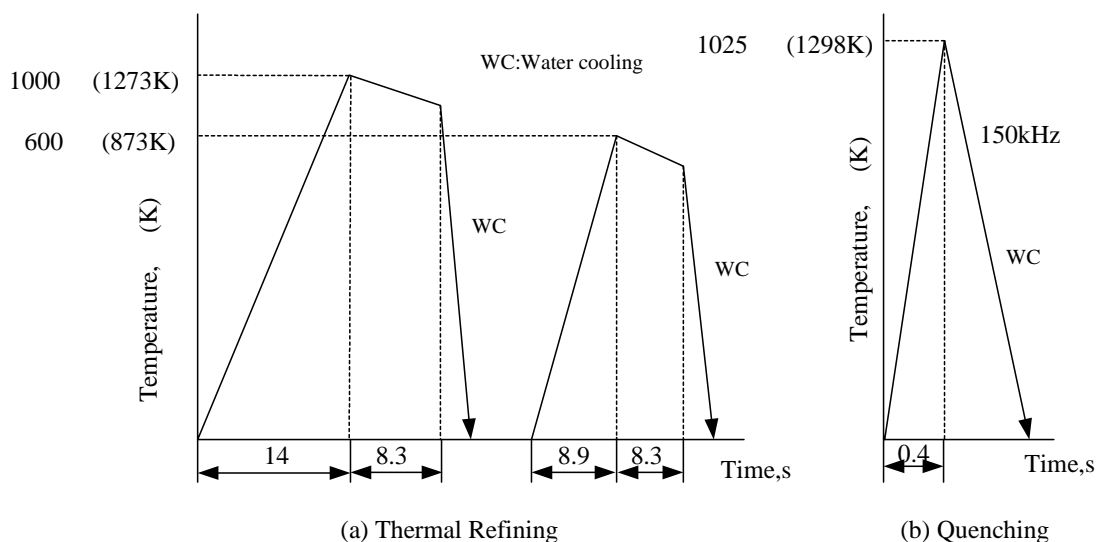


Fig. 4-1 Conditions for thermal refining and quenching by the induction heating

第 4 章

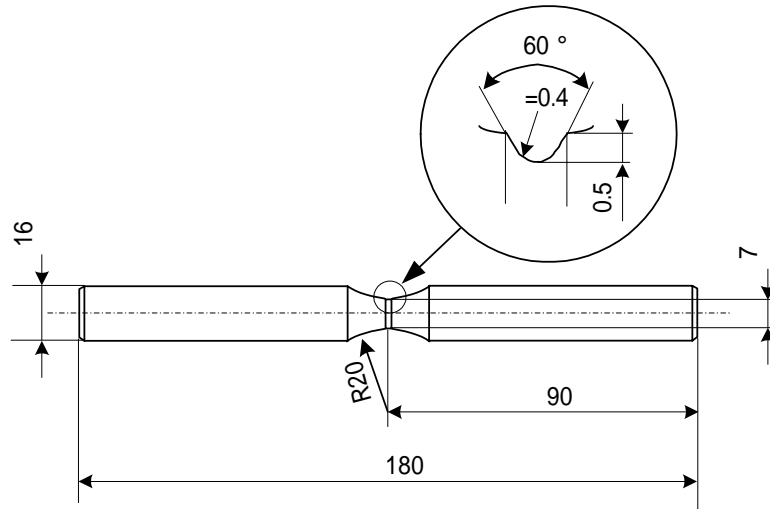


Fig. 4-2 Specimen configuration

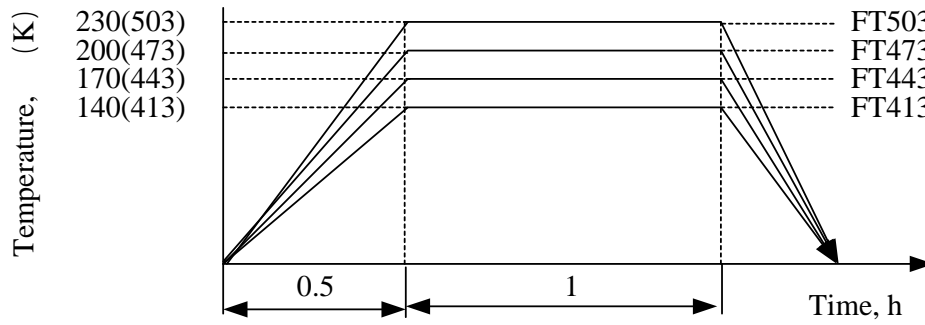


Fig. 4-3 Heating cycles of furnace tempering

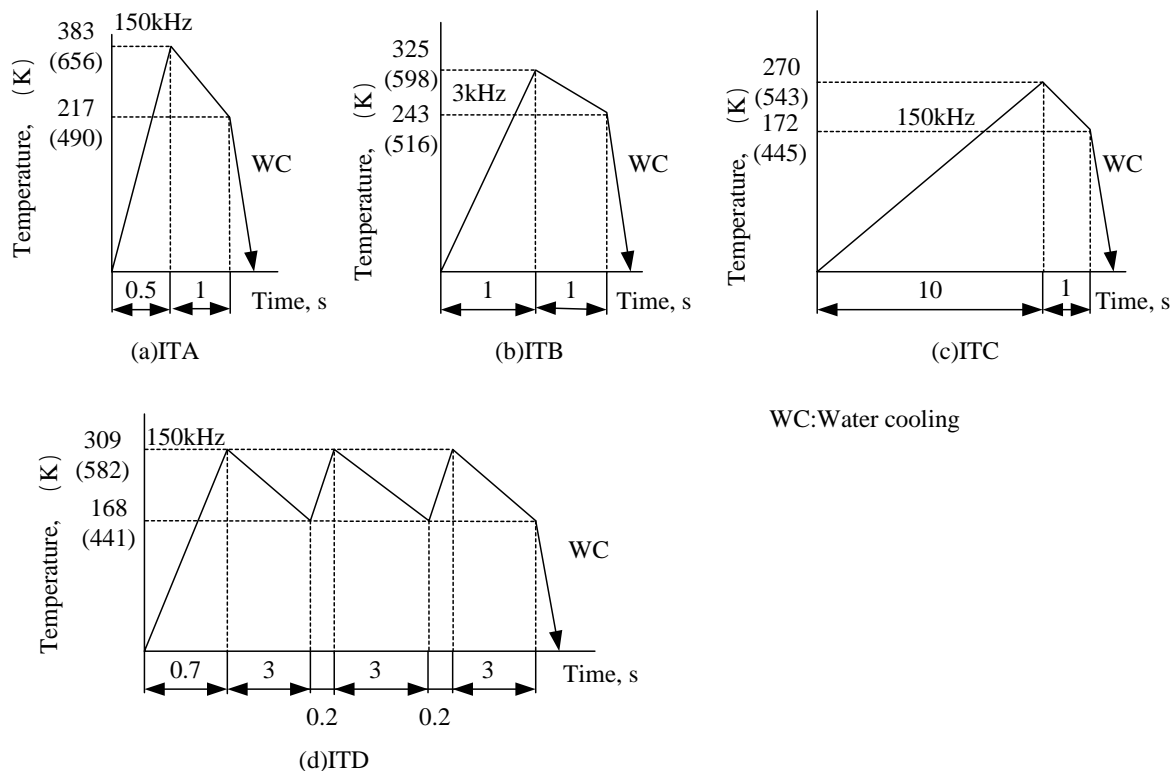


Fig. 4-4 Heating cycles of induction tempering

Table 4-2 List of heat treatment conditions (see Fig.4-1,4-3 and 4-4)

Notation	Treatment	Condition or Comment
TR	Thermal Refined	Induction heating process
Q	Quenched	
FT413	Furnace tempered	140 (413K),1h
FT443		170 (443K),1h
FT473		200 (473K),1h
FT503		230 (503K),1h
ITA	Induction tempered	Usual condition
ITB		Low frequency
ITC		Low heating rate
ITD		Cyclic heating

第4章

2.2 試験方法

2.1項で述べた高周波焼入材および合計8種類の各種焼戻試験片について、金属顕微鏡を用いて縦断面上で硬化層の様相(マクロパターン)および微視組織を観察するとともに、切欠底から試験片中央に向かって硬さ分布(マイクロビッカース硬さ、荷重4.9N)を測定した。また、切欠底での試験片軸方向の残留応力をX線応力測定法により測定した(X線:CrK α , 回折面(211))。切欠形状に関する制約から、残留応力測定時にはX線を小ビーム径(150 μ m)として傾角法を用いた。その際、精度を向上させるため、測定角度は0~25°の範囲で5°ごとに6条件とした。さらに素材を含む全試験片について回転曲げ疲労試験(繰返速度:3000rpm, 室温・大気中)を行い、 10^7 回の応力繰返しに耐えうる最大の応力振幅を疲労限とした疲労寿命曲線を求め、また、破断した試験片については破断面を走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて観察した。

以上の実験結果をもとに、本研究で提案するより均一な硬さ分布が期待される3種類の高周波焼戻条件(ITB~ITD)の有効性について検討した。

2.3 熱処理シミュレーション方法

焼入れ・焼戻後の硬さ分布および残留応力分布を、生田らの磁場解析と温度および応力/ひずみ場との連成解析による高周波熱処理シミュレーションを用いて計算した⁽⁶⁾⁻⁽⁹⁾。図4-5は有限要素分割例を示したもので、疲労試験片および加熱コイルの2次元モデル(全要素数1657, 接点数1655)を用いて、高周波焼入材(図4-1(b)), 従来の高周波焼戻材であるITA材(図4-4(a))および加熱条件を工夫した高周波焼戻材の代表例であるITC材(図4-4(c))が受ける熱履歴をシミュレーション条件として設定し、各試験片の硬化層におけるマルテンサイト体積率分布および残留応力分布を計算した。

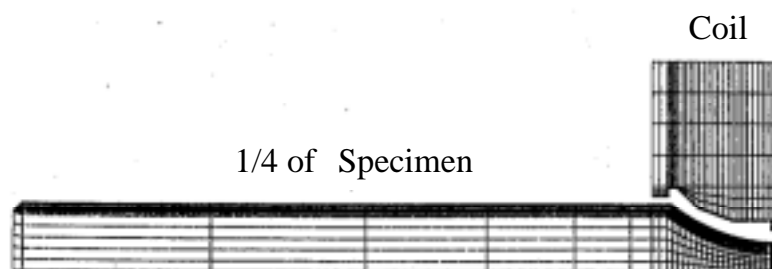


Fig. 4-5 Two-dimensional model used for the heat-treatment simulation
(a quarter of the specimen with a coil for induction heating)

3 実験結果および考察

3.1 表面硬化層の性状

図4-6に、試験部縦断面上で観察した高周波焼入材、炉焼炭材および高周波焼炭材の硬化層の様相(マクロパターン)および切欠底近傍の金属組織を示す。なお、本研究で用いたすべての炉焼炭材および高周波焼炭材の硬化層の性状や組織に顕著な相違は認められなかったことから、炉焼炭材についてはFT473材を、高周波焼炭材についてはITA材を代表例とした。

高周波焼入材では、試験材表面に硬化層が形成されており、組織はマルテンサイトであった。また、炉焼炭材および高周波焼炭材の硬化層の様相(マクロパターン)は焼入材と同形状のままで、両焼炭材の硬化層組織はともに焼炭しマルテンサイトであった。

図4-7(a)に、高周波焼入材と各炉焼炭材の切欠底から内部へ向かって測定した硬さ分布を示す。高周波焼入材では、深さ約1mmまでほぼ均一な硬さを有する硬化層が形成されており、炉焼炭しを行うと硬さが一様に低下し、その値は加熱温度が高いほど低くなった。

図4-7(b)には、各高周波焼炭材の硬さ分布と比較対象であるFT473材の硬さ分布を示す。高めの周波数150kHzで高周波焼炭したITA材の場合、切欠底の硬さはFT473材と同程度であるものの、表面に近づくほど硬さが低下する形の硬さ分布を生じていることがわかった。これに対して、硬さ分布の均一化を狙った低めの周波数3kHzで高周波焼炭したITB材および昇温速度を遅くしたITC材では、比較対象のFT473材(太線)とほぼ同等の均一な表面硬さ分布が得られ、繰返し焼炭したITD材では、硬化層内部の硬さが若干高くなったが、ほぼ同等の表面硬さ分布が得られた。

そこで、熱処理シミュレーションを用いて、高周波焼炭材の硬さ、残留応力分布を解析した。

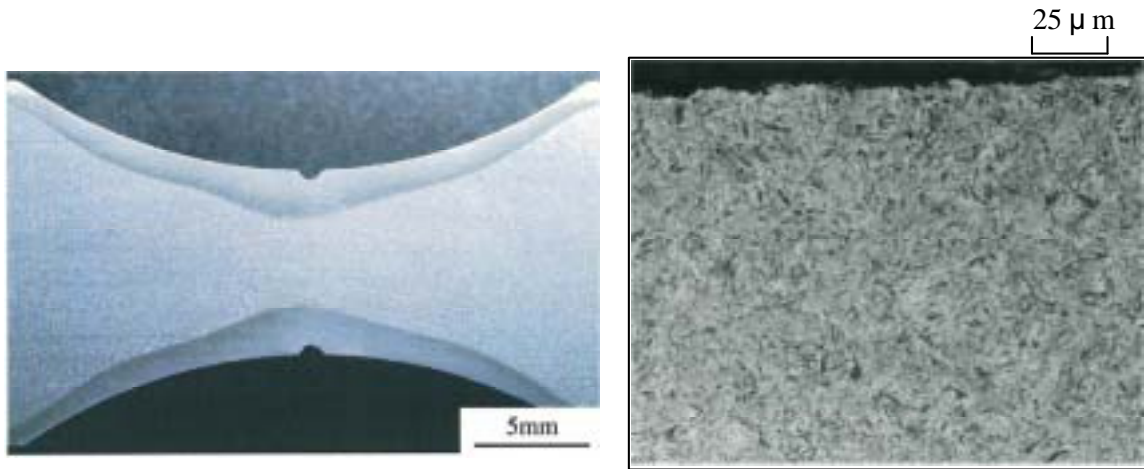


Fig. 4-6 Case hardened macro-pattern and microstructure at notch root
(as induction hardened material)

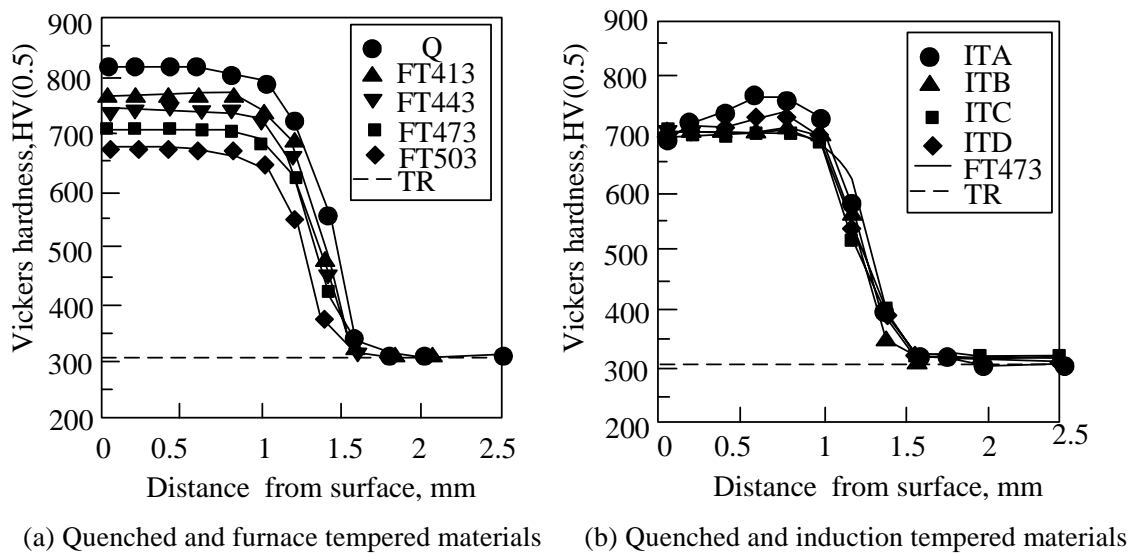


Fig. 4-7 Hardness distributions.

3.2 シミュレーション結果

図4-8(a)に、熱処理シミュレーションにより推定された高周波焼入材(Q材)、ITA材およびITC材の硬化層におけるマルテンサイト体積率を示し、図4-8(b)には、シミュレーション結果との比較のために、同じ3種類の試験材での実際の断面硬さ分布を示す。

図4-8(a)に示すシミュレーション結果では、高周波焼入材におけるマルテンサイト体積率は深さ1mmまで一様に100%である。一方、通常の高周波焼入材であるITA材のシミュレーション結果では、表面が内部より高温で焼入されることを反映してマルテンサイト体積率は表面近傍で低下する。このマルテンサイト体積率は硬さに対応することから、ITA材の計算硬さ分布では、表面近傍で硬さが低下することを示すと考えられ、この傾向は、図4-8(b)に示すITA材の実測硬さ分布と一致すると考えられる。また、硬さの均一性改善を狙ったITC材のシミュレーション結果では、図4-8(a)に示すように、硬化層が一様に焼入されることを反映してマルテンサイト体積率がほぼ一定になり、このマルテンサイト体積率分布、すなわち計算硬さ分布は、図4-8(b)に示すITC材の実測硬さ分布の傾向と一致すると考えられる。

次に、熱処理シミュレーションにより、絶対値も含めて残留応力分布を計算した結果、図4-9に示すように、ITA材の表面の圧縮残留応力はITC材より低い値となり、図中に示すITA材とITC材の切欠底表面での残留応力の実測値と、大小の傾向は一致した。

熱処理シミュレーションでは、焼入材におけるマルテンサイト体積率は、硬さに対応するパラメータであるだけでなく、各部のマルテンサイト変態による膨張の程度を表すパラメータとみなしており、さらに、その膨張部分と非硬化層の格子寸法の差が残留応力を生起すると想定して、表面硬化層のマルテンサイト体積率から残留応力を計算している。たとえば、ITA材のように硬化層のマルテンサイト体積率が表面(切欠底)で少し低くなる場合は、硬化層内部に比べて最表面部の膨張がやや少ない状態と考えることができ、この膨張に起因する最表面の圧縮残留応力もやや減少すると計算されている。一方、ITC材のように硬化層のマルテンサイト体積率が一様で、硬化層各部の膨張が均一な場合は、表面の膨張がITA材より大きい分、表面の圧縮残留応力も高い値になると計算されている。

このように、残留応力計算結果の大小傾向が実測値と一致することはわかったが、図4-9に示すように、計算数値は表面の圧縮残留応力の絶対値とは一致しないという課題が残った。これは、今回の熱処理シミュレーションでは表面近傍でも内部同様の拘束力が同様に作用するとして計算したが、実物の表面近傍では外部からの拘束力が無く内側から

第4章

の拘束力のみになることから、最表面での残留応力の絶対値が少し減少するためと考えられ、今後、最表面での残留応力値を熱処理シミュレーションにより計算する場合は、表面での境界条件の適切な設定が課題と考えられる。

一方、最表面より内側の硬化層での熱処理シミュレーション結果の妥当性については、実測値の深さ方向分布をX線回折法により測定して確認する方法があるが、分布の実測のためには、測定表面を順次電解研磨する必要があるが、常に表面での拘束力解放をともなう実測になり、厳密には真値の特定は容易ではない。そこで、近年、中性子線照射による非研磨（非破壊）による1mm程度の深い位置での残留応力測定法が研究されているが、まだ実用的な手法にまでは至っていない⁽¹⁰⁾。

以上の硬さ分布の実測値および熱処理シミュレーション結果から、絶対値までの整合は出来なかったが、高周波焼戻しの場合も、硬化層が一様に焼戻しされる焼戻加熱条件を選択することより、表面の圧縮残留応力を高レベルに保つことが可能なことがわかった。

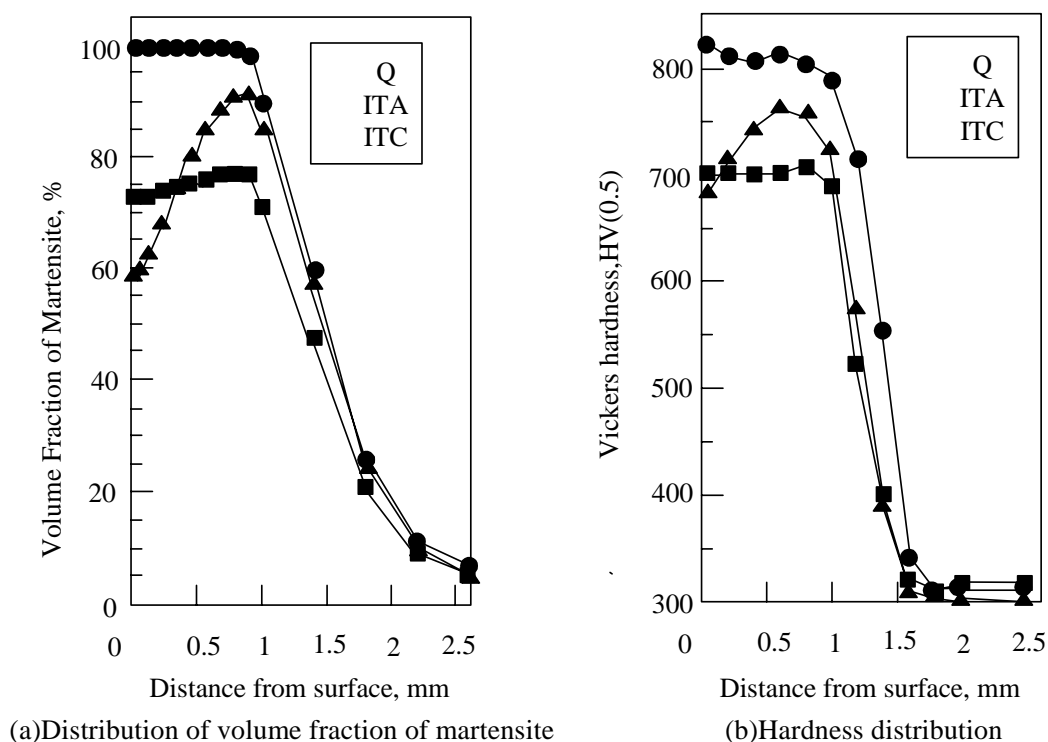


Fig. 4-8 Distribution of volume fraction of martensite obtained from the heat-treatment simulation and hardness distributions

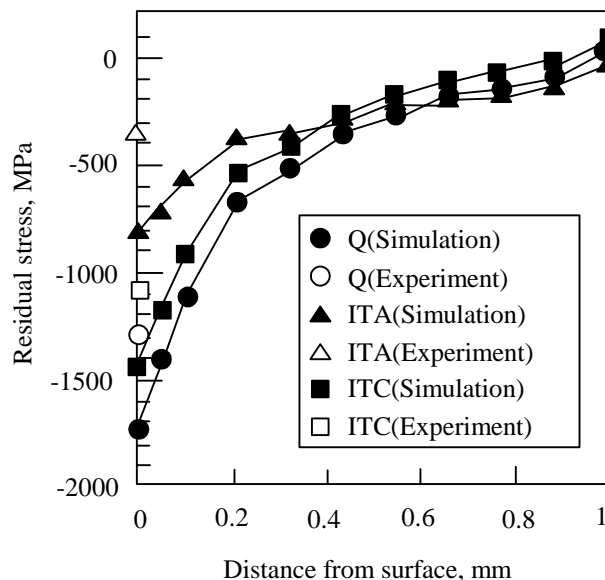


Fig. 4-9 Residual stress distribution obtained from the heat-treatment simulation

3.3 疲労強度の比較

図4-10(a)に素材/調質材(TR), 高周波焼入材(Q)および各炉焼戻材(FT413~503)の疲労寿命曲線を, また図4-10(b)に各高周波焼戻材(ITA~ITD)の疲労寿命曲線をまとめて示す. さらに図4-11には, 10^7 回を疲労限とした場合の疲労限直上での繰返し応力負荷後に破断した高周波焼入材, 炉焼戻材および高周波焼戻材の破断面の代表例を示す.

図4-10(a)の高周波焼入材と炉焼戻材の疲労試験結果では, 高周波焼入材が最も高い疲労強度を示し, 疲労限は素材の約200MPaに対して, 高周波焼入れにより約600MPaまで大きく向上した. 高周波焼入材を炉焼戻しすると, 焼戻温度の上昇にともない, 表面硬化層の硬さや残留応力値が徐々に減少することから, 疲労強度は, FT413材, FT443材, FT473材, FT503材の順に低下したが, FT503材でも, 疲労限は素材の2倍程度の約450MPaを示した.

一方, 図4-10(b)の高周波焼戻材の疲労試験結果では, 疲労限は, 昇温速度を遅くして硬さの均一化を目指したITC材がFT413材とほぼ同等の600MPa弱と最も高い値を示した. 続いて, 繰返し焼戻しを行ったITD材, 低めの周波数で急速加熱したITB材がほぼ同

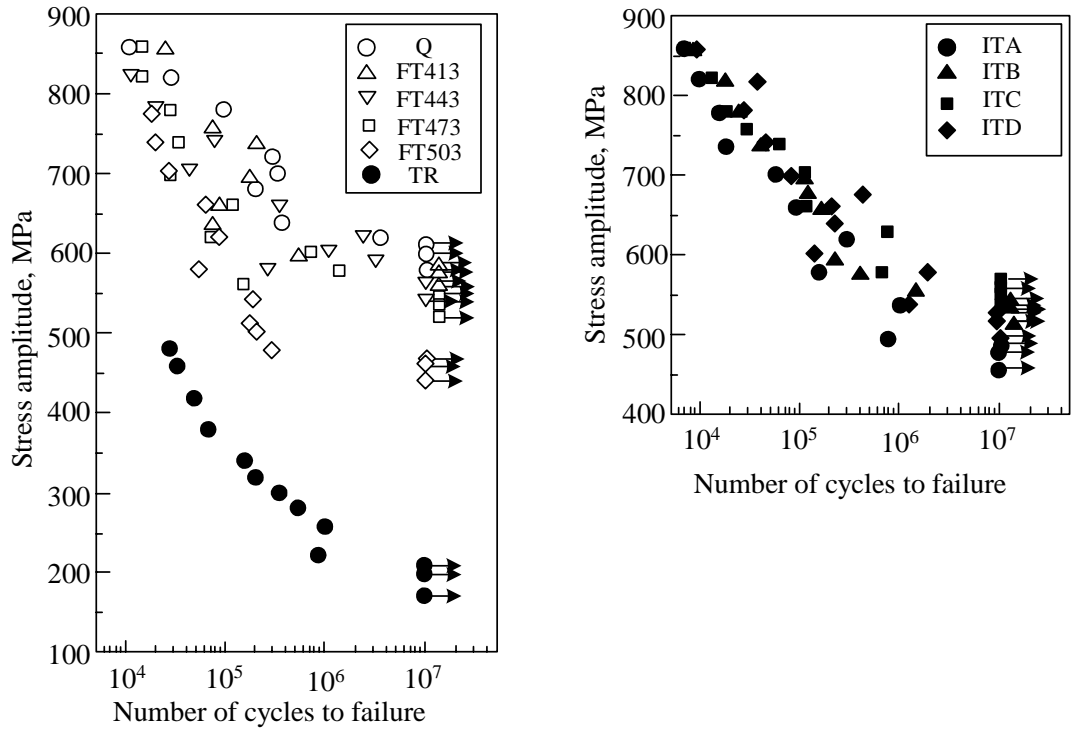
第4章

等か若干低い値を示し、高めの周波数で急速加熱したITA材はそれらより少し低い500MPa程度の値を示した。ここで、ITC材が最も高い値を示したのは、昇温速度を遅くすることにより熱伝導・移動が進み表面近傍での硬さと圧縮残留応力の低下が少なかったためと考えられ、繰返し加熱したITD材でも、同様に熱伝導・移動が進み、ITC材より若干低いものの高い疲労限が得られた。逆に、ITA材、ITB材の疲労限がITC材、ITD材より少し低くなったのは、やはり表面焼戻しによる最表面硬さと圧縮残留応力の低下が原因と考えられる。

これらの結果から、高周波焼戻しの場合でも、熱サイクルを工夫し、硬化層を一様に焼戻しすることによって、高周波焼入材の優れた疲労強度をほとんど損なうこと無しに、高い疲労限を確保できることがわかった。

次に破面観察を行った結果、図4-11に示すように、各材の破面にはFish-eyeなどの内部破壊を示唆する特徴はみられず、また 10^7 回の繰返し応力負荷後に破断しなかった試験片の切欠底にき裂は認められなかった。したがって、本研究で用いた試験片の疲労強度は、 10^7 回の繰返し応力負荷に切欠底でき裂が発生しない最大の応力振幅であると言える。

このような場合、すべり変形に対する抵抗値を表す切欠底の硬さと作用応力を軽減する圧縮残留応力が疲労強度を支配する要因であると考えられる。そこで以下では、これら2つの要因に着目して各焼戻材の疲労強度について検討する。



(a) Thermal refined, induction case hardened and furnace tempered materials

(b) Induction case hardened and induction and furnace tempered materials

Fig. 4-10 Fatigue test results

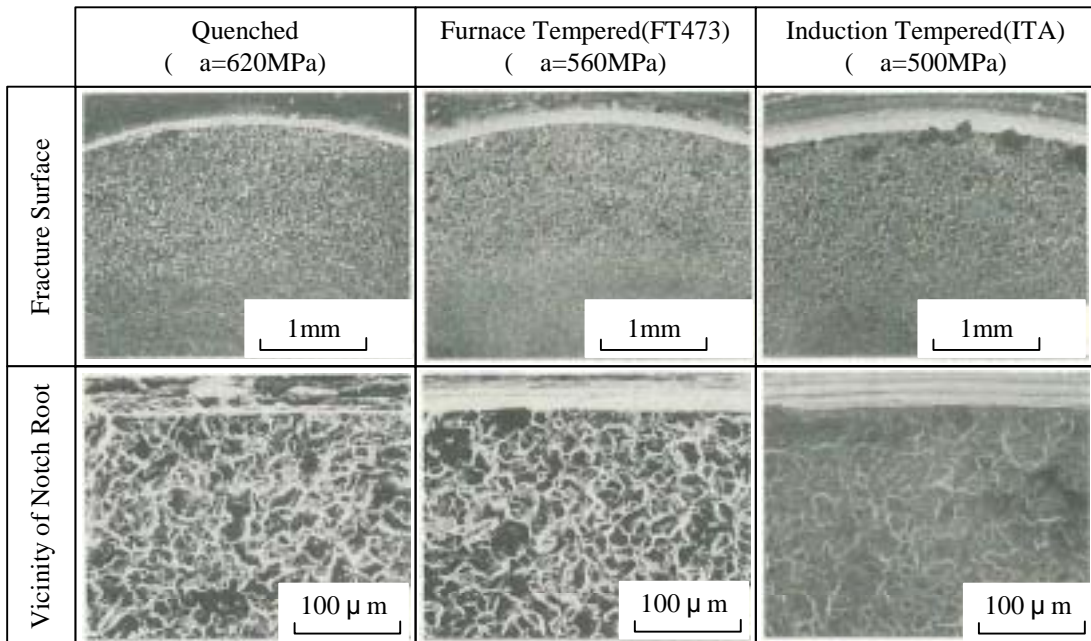


Fig. 4-11 Feature of fracture surface

第4章

図4-12に、各炉焼炭材における加熱温度と切欠底の硬さ、圧縮残留応力値および疲労強度の関係を、焼入材の結果とともに示す。また、図4-13には、各高周波焼炭材における加熱方法（記号）と切欠底の硬さ、圧縮残留応力値および疲労強度の関係を、比較材である硬さ700HV程度のFT473材の結果とともに示す。なお、図に示した切欠底の硬さは図4-7より、また疲労強度は図4-10より求めた。

まず、図4-12で高周波焼入材の結果に注目すると、表面層が高硬さを有し、かつ表面には高圧縮残留応力が発生していることから、高周波焼入材が高疲労強度を示したと考えられる。この高周波焼入材を炉焼炭しすると、加熱温度の上昇とともに切欠底の硬さと圧縮残留応力値が同時に低下し、その結果として疲労強度が低下することがわかる。

一方、図4-13(a)に示すように、高周波焼炭材の切欠底の硬さは、いずれの材料においてもほぼ同じである。しかしながら、圧縮残留応力は、高めの周波数を用いた表面焼炭しにより最表面近傍の硬さが低下するITA材の場合には、一様な硬さ分布を有するFT473材よりも小さい値を示した。また、硬さの均一性改善を狙ったITB材～ITD材では、硬化層の硬さがFT473材とほぼ同様でかつ均一であるため、FT473材と同等あるいはそれ以上の値を示した。ここで、ITC材の残留応力値がITB材、ITD材と比較して高い原因、言い換えればITB材、ITD材が低い原因について検討する。まず、ITB材の場合、低めの周波数を用いたとはいえ昇温時間が1sと短くかつITC材より高温に加熱していることから、ITA材ほど顕著では無いものの表面焼炭しの影響が少し存在し圧縮残留応力が小さくなったものと考えられる。また、ITD材の場合は、繰返し加熱により総加熱時間が長くなり、残留応力の解放がより進行したためと考えられるが、本研究では、均一硬さの硬化層が得られ、大きな圧縮残留応力値が得られたITC材に着目して検討を進める。

次に 10^7 回を疲労限とした疲労強度について検討する。疲労強度は、表面焼炭しになったITA材ではFT473材より70MPaほど低下しているのに対して、均一硬さをねらったITB材～ITD材ではFT473材とほぼ同等かそれ以上の値を示した。このことは、前述した圧縮残留応力値の大小の傾向と一致することから、圧縮残留応力値と疲労強度の関係を整理し、その結果を図4-14に示す。図より、切欠底の硬さが同等でも、圧縮残留応力値が大きくなるにつれて疲労強度が向上することが明瞭に理解できる。

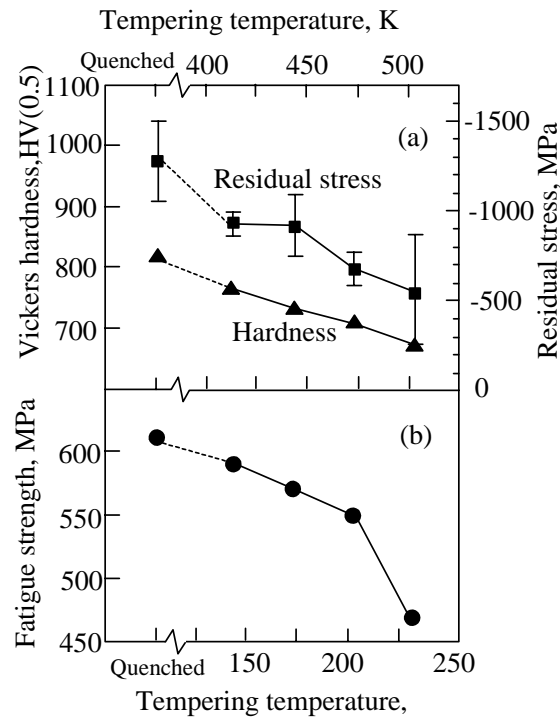


Fig. 4-12 Effect of furnace tempering temperature on : (a) Hardness and residual stress measured at notch root , (b) Fatigue strength

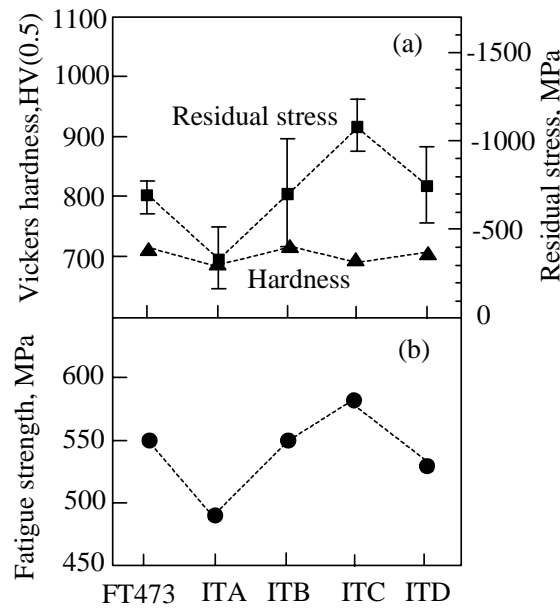


Fig. 4-13 Comparison between furnace tempered steel (FT473) and induction tempered materials (ITA ~ ITD) : (a) Hardness and residual stress measured at notch root , (b) Fatigue strength

第4章

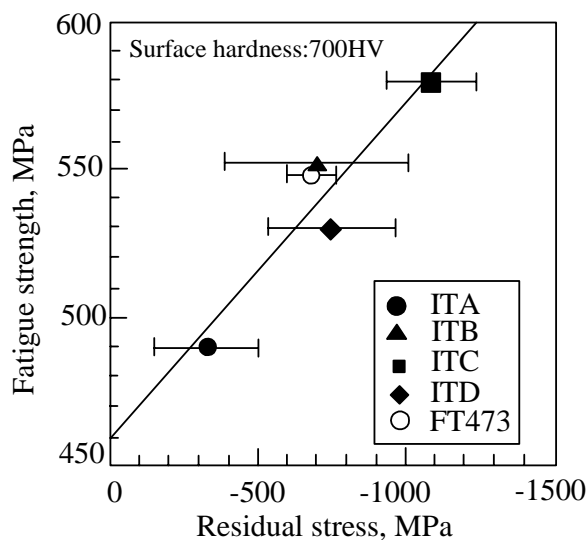


Fig. 4-14 Relationship between residual stress measured at notch root and fatigue strength

以上の結果より、急速短時間加熱を特徴とする高周波誘導加熱を用いた焼戻しを行う場合、秒単位の急速短時間加熱の範囲内で、低めの周波数を用いたり、昇温速度を遅くしたり、繰り返し加熱による熱伝導・移動を利用するなど、硬化層の硬さが均一になるような焼戻し加熱条件を工夫することにより、炉焼戻しと同等の疲労強度を有する焼戻しを行うことができることがわかった。すなわち、このことは、生産プロセスにおいて、高周波焼戻しに期待される作業時間の短縮や部品加工と熱処理のインライン化による工数削減が、疲労強度の低下を伴わず実現できることを示唆していると考えられる。

4 結言

超急速短時間加熱焼入れ（SRIQ）を含む高周波表面焼入材の硬化層において同等の硬さを持つ焼戻しを目的として、新たな高周波加熱条件を考案し、その加熱条件で高周波焼戻しを行った材料の硬さ分布、残留応力分布を測定し、疲労強度を求めた。また有限要素法を用いた高周波焼入れ・焼戻し熱処理シミュレーション結果をもとに、均一な硬さを持つ硬化層が得られる機構とそれにもない高い疲労強度が得られる理由を考察した。

得られた結果を以下に示す。

- (1) 通常の秒単位の急速加熱による高周波焼戻しを行う場合、表皮効果のために表面がより高温で焼戻し（表面焼戻し）されることから、硬化層の硬さが炉焼戻材と同等であっても最表面近傍の硬さと圧縮残留応力が低下するため、疲労強度は炉焼戻材より低い値となる。
- (2) しかし、高周波焼戻しを行う際に、
 - () 低めの周波数を用いて電流浸透深さを深くして加熱領域を大とする。
 - () 昇温速度を遅くして熱伝導・移動による均熱時間を与える。
 - () 繰返し加熱により、やはり熱伝導・移動による均熱時間を与えて熱を十分内部まで拡散させる。という方法のいずれかを採用することにより、高周波焼入材の硬化層をほぼ一様に焼戻しすることが可能である。
- (3) 上記の高周波加熱条件を用いて高周波焼入材の表面硬化層を一様に焼戻しすれば、表面の圧縮残留応力値が高レベルに保たれるため、高周波焼戻材の場合でも、炉焼戻材と同程度の疲労強度を維持することが可能である。

第4章

参考文献

- (1) 例えば, (社)日本熱処理技術協会・日本熱処理工業会編, 熱処理技術入門, (1997), 大河出版.
- (2) 川崎一博: 熱処理, 37-3, (1997), 133-141.
- (3) 村上敬宣, 野田尚昭, 西谷弘信: 日本機械学会論文集, 48-430 A, (1982), 800-809.
- (4) 例えば, 越智保雄, ほか15名: 日本材料学会第25回疲労シンポジウム講演論文集, (2000), 183-186.
- (5) 川崎一博: 京都大学博士学位論文, (1987), 202-209.
- (6) 有本享三, 井上達雄, 生田文昭: 第37回日本熱処理技術協会講演大会講演概要集, (1993), 33-34.
- (7) T. Inoue, H. Inoue, T. Uehara: Proceedings of 2nd International Conference on Quenching & Control of Distribution, (1996), 55-62.
- (8) F. Ikuta, K. Arimoto, T. Inoue: Proceedings of 2nd International Conference on Quenching & Control of Distribution, (1996), 259-266.
- (9) 生田文昭, 堀野 孝, 井上達雄: 材料, 47-9, (1998), 892-898.
- (10) 徳田玄聖, 友田陽, 鈴木徹也, 皆川宣明, 川崎一博: “中性子回折による熱処理部品内部の残留3応力測定法の開発” SVBL・共同研究開発センタ合同成果発表会, (2003-9), 日立産業支援センター.

第 5 章 超急速短時間加熱焼入れによる歯車の高強度化

第 1 節 超急速短時間加熱焼入れした歯車と各種熱処理歯車との曲げ疲労強度比較

1.1 緒言

これまでの各章で、超急速短時間加熱焼入れ (SRIQ) 材の基礎的回転曲げ疲労特性について検討した結果、SRIQ 材は極めて高い疲労強度を有することを示し、それは、切欠底に生起する極めて高い圧縮残留応力の効果であることを明らかにした。

そこで、本章では、SRIQ の優れた疲労強度特性を応用する実用部品として歯車を選び、SRIQ を施した歯車の実用特性を研究した。

従来、自動車などの変速機で用いられるモジュールの小さな歯車は、加熱時間が秒単位の通常の高周波焼入れを施しても、歯全体が加熱硬化され、優れた特性が得られるとされる歯形に沿った輪郭焼入れが困難であった。すなわち、歯車に要求される強度(歯元疲労、歯面疲労)、変形を十分に満たすことが困難であった^{(1)~(5)}。そのため、小型歯車の表面硬化法としては、高周波焼入れではなく、歯形に沿った輪郭焼入れによって高強度、高靱性が得られる浸炭焼入れが用いられてきた^{(6)~(9)}。また、窒化、軟窒化も適用されているが、これらは硬化層が浅いことから、比較的軽負荷の場合や低変形を重視する場合に用いられることが多い⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。

一方、高周波焼入れには、急速短時間加熱による低変形化、短いタクトタイムによる生産工程のフレキシブル化、インライン化の容易さなどの利点があり、国内外において、依然として小型歯車への高周波焼入れ適用に関する研究開発が続けられてきた^{(12)~(15)}。

このような状況の中で、高目の周波数と高出力の高周波誘導加熱装置を用いて、1 s 以下の SRIQ を精度良く、実現できる装置、技術開発が進み、歯車の輪郭焼入れが可能になった⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。

従来、高周波焼入れ歯車の研究において、秒単位の通常の高周波焼入れに関する研究例は比較的少なく、さらに輪郭焼入れに関する研究に至っては皆無に等しかった。

そこで、本章では、SRIQ を施した歯車と通常の高周波焼入れ、浸炭焼入れおよび軟窒化処理を施した歯車の静的曲げ特性や歯元曲げ疲労強度を評価し、SRIQ 歯車の実用性能の優位性を明らかにすることを目的に研究を行った。

第5章

1.2 実験方法

1.2.1 供試材および熱処理方法

表5-1にSRIQおよび軟窒化に用いたS45C鋼，浸炭焼入れに用いたSCM420鋼の化学成分を示す．S45C鋼は調質（炉加熱で900（1127K）焼入れ，600（873K）焼戻し）を施した後，表5-2に示す諸元の歯車（モジュール3，歯数40，外径126mm）を作製した．

SRIQは，高出力短時間加熱を μ s（マイクロ秒）単位の超短時間で高精度制御可能な高周波発振器（3kHz / max.600kW，150kHz / max.600kW）を用いて，図5-1に熱処理サイクルを示すように，予加熱，放冷，本加熱（0.18sの超急速短時間加熱），焼入冷却の順に行った．通常の高周波焼入れ（1周波焼入れ：周波数25kHz / max.600kW）は，加熱時間2.8sで行った．浸炭焼入れは910（1183K）で予熱，浸炭，拡散処理を行い，840（1113K）にて均熱処理後油焼入れを行った．軟窒化は580（853K）でNH₃吸熱型変成ガスを用いて処理した．

このように各種熱処理を施した歯車について，歯幅中央断面上で，歯元部深さ方向にマイクロビッカース硬さ（荷重2.94N）分布を測定した．歯元部の残留応力は，歯幅中央の歯形方向を微小部X線応力測定装置（株式会社リガク製 / RAD-B・PSPC）を用いて測定した．測定条件は，Cr-K線，側傾法，入射X線ビーム径0.5mmとした．ただし，歯元部の歯形方向測定の場合，隣接する歯がX線を遮るため，その歯を除去してから測定した．なお，歪みゲージを歯元に取り付けて，歯除去前後の歪み変化を測定したところ微小であったので，測定値への歯除去の影響は考慮しなかった．

また，一部の歯車については，残留応力の歯元部深さ方向の分布測定を，歯車表面の微小領域を電解研磨により繰返し除去しながら行った．

Table 5-1 Chemical compositions of gears

	wt%						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
S45C*	0.46	0.19	0.64	—	—	0.020	0.019
SCM420**	0.20	0.20	0.69	1.05	0.15	0.031	0.020

* for Induction heating and quenching and soft nitriding

** for Carburizing

Table 5-2 Dimension of test gear

Module	3
Number of teeth	40
Pressure angle	20°
Teeth width	20
Helix angle	0°
Outer diameter	126

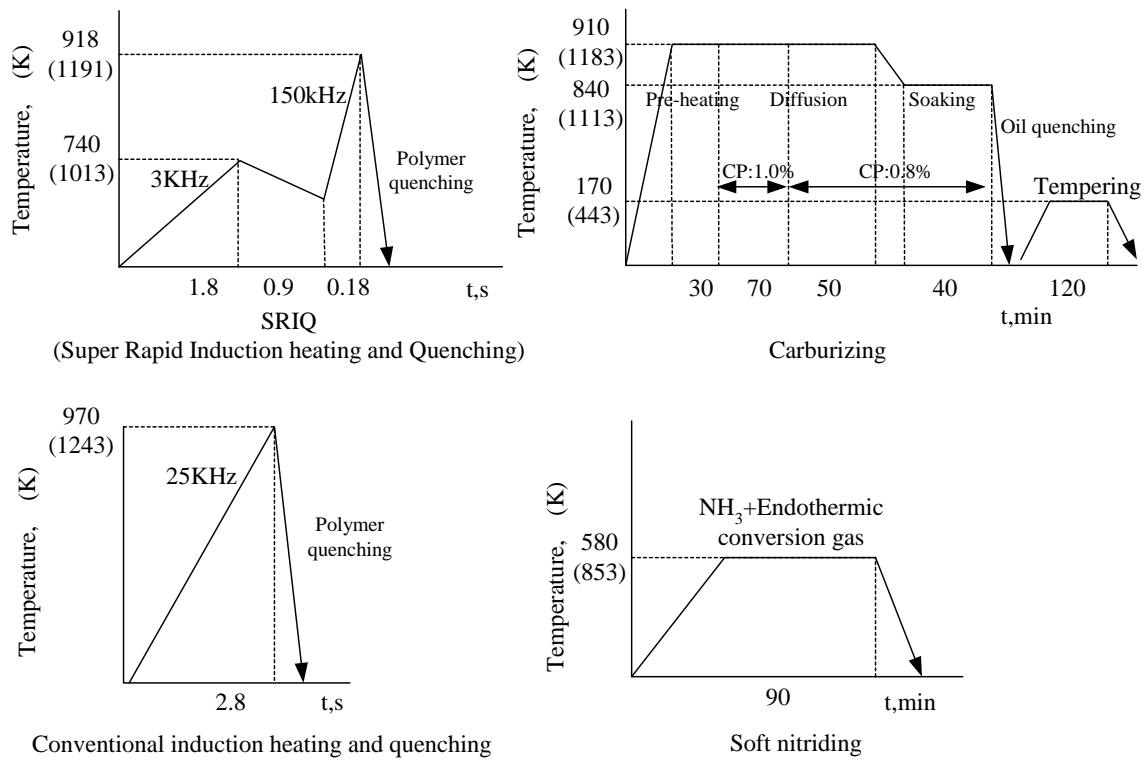


Fig. 5-1 Heat treating methods and cycles

第 5 章

1. 2. 2 疲労試験，静的曲げ試験

図 5 - 2 に示すように，疲労試験は油圧サーボ疲労試験機（Instron 社製 Model 8501）を用い，歯先に治具を当てて負荷をかける方式で行った（繰返し周波数：2Hz，正弦波形にて一定振幅圧縮荷重）．なお，試験歯と荷重負荷治具との分離を防ぐために，最小荷重は 0 ではなく 588N を与え，ほぼ完全片振りで見なしうる状態での疲労試験を行った．また，本研究では 10^7 をもって疲労限（疲労強度）とした．静的曲げ試験は，疲労試験と同様の試験装置を用い，速度 1 mm / min の位置制御で行い，荷重およびたわみはプロッタを用いて計測し，破断時点での荷重を記録した．

歯車の最大応力発生位置（いわゆる危険断面）を特定する方法について，種々の発表がなされている⁽¹⁸⁾．Lewis は荷重線と歯の中心線の交点を頂点とし，隅肉部に接する放物線の接点を危険位置としているが，その決定には手間がかかるということから，歯の中心線に対して 30° だけ傾いた隅肉部に対する接線の接点を危険位置とする Hofer の 30° 接線法により危険断面が実用的であるとされている．そこで，本研究ではこの Hofer の 30° 接線法を基本に危険断面を特定した．歯元応力は，この危険断面位置にひずみゲージ（グリッド長さ 0.2mm，幅 1.0mm，ベース長さ 1.6mm，幅 1.2mm：単軸ゲージ）を貼り，求めたひずみ量にヤング率をかけて算出した．

また，本研究では，応力解析計算には，応力解析ソフト（MARC 社製 MARC K6.2）を用いて，有限要素法（FEM）により歯元の応力状態を解析した．なお，歯車形状の対称性を考慮して 1/4 歯モデルを用いた．図 5 - 3 に歯元部の要素分割状況を示す．接点数，要素数はそれぞれ 12430，12839，周辺拘束条件としては，歯車モデルの歯底中心線での接点の円周方向は固定，半径方向は自由とした．

図 5 - 4 に FEM 解析結果を示し，図 5 - 5 にひずみゲージによる計測結果と FEM 解析結果を元にした歯元部における応力分布を示す．これより計測結果（図中 ）と FEM 解析結果（図中実線）はほぼ一致しており，歯先から 7.25mm 位置で最大応力位置を示すことがわかった．この最大応力発生位置は Hofer の 30° 接線法により求めた位置と一致しており，FEM 解析の有用性が証明された．

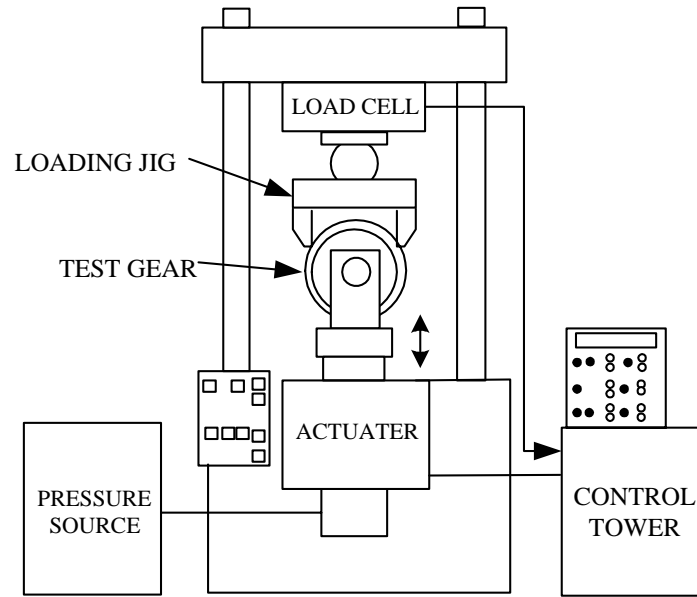


Fig. 5-2 Bending fatigue test equipment

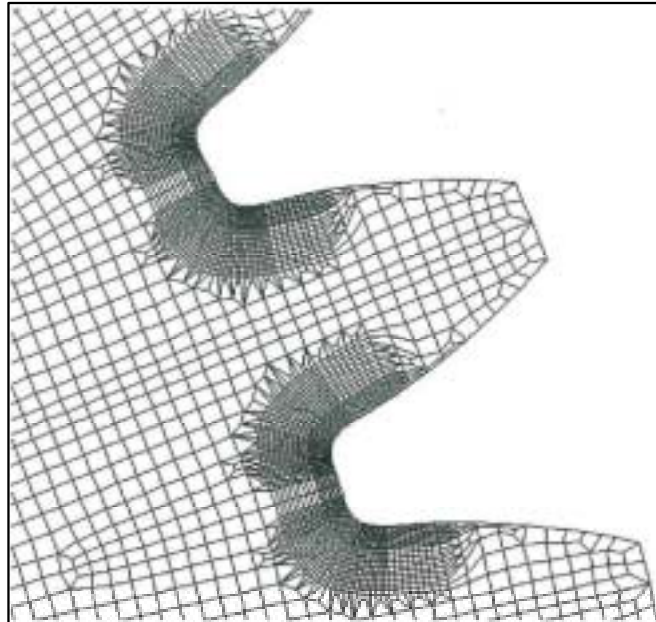


Fig. 5-3 Meshing of gear tooth area

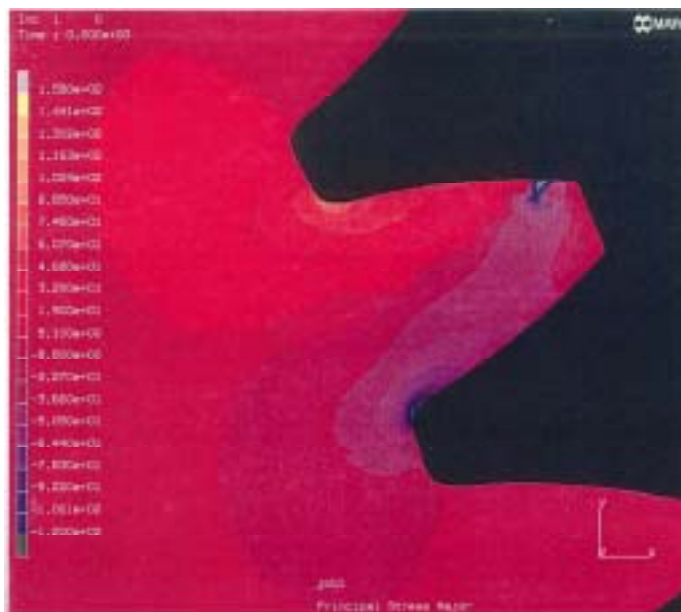


Fig.5-4 FEM analysis result

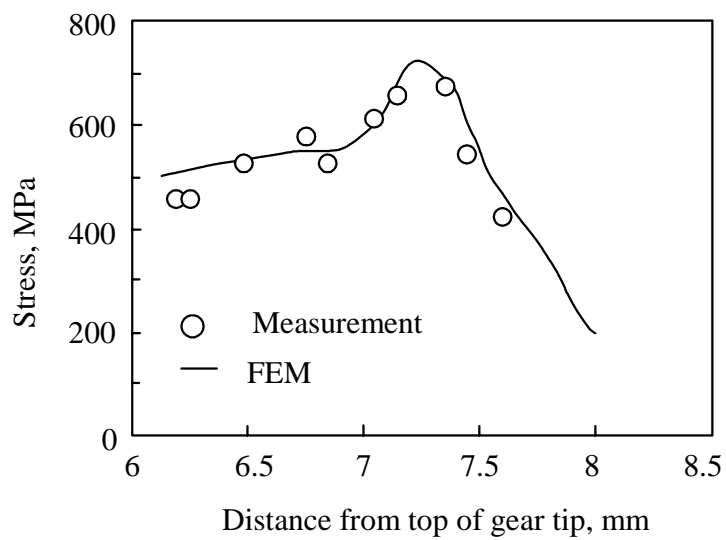


Fig. 5-5 Stress distribution at the gear root

1.3 実験結果

1.3.1 硬化パターン，残留応力および硬さ分布

図 5 - 6 に各熱処理を施した歯幅中央断面での硬化パターンおよび歯元部の歯形方向の表面残留応力を示す．図 5 - 7 に SRIQ 歯車の焼入組織と結晶粒を示す．図 5 - 8 には歯幅中央部の歯元部の硬さ分布を示す．

SRIQ 歯車では歯形に沿った輪郭硬化層が形成されており，歯元の硬化層深さは 0.5mm で，残留応力は -1000MPa と極めて高い圧縮残留応力であった．また，焼入組織は極めて微細で，平均結晶粒径は約 $5\mu\text{m}$ (粒度 No.13 程度)であった．

通常高周波焼入歯車では加熱時間が 2.8s と短いものの歯全体が硬化されており，歯元の硬化層深さは 0.9mm と SRIQ 歯車より深く，残留応力は -182MPa と低い値であった．また，平均結晶粒径は約 $10\mu\text{m}$ (粒度 No.10 程度)であった．

浸炭焼入歯車では歯型に沿った浸炭硬化層が形成されており，硬化層深さは 0.5mm と SRIQ 歯車と同等であるものの，残留応力は -290MPa と低い値を示した．

軟窒化歯車の硬化層は約 $20\mu\text{m}$ の化合物層(Fe_3N)であり，残留応力はほぼ 0 であった．表面硬さは各熱処理材ともほぼ同等の 720HV を示した．

このように，SRIQ 歯車は従来の熱処理歯車に比べ，高い圧縮残留応力を有するが，これは，第 2 章で説明したように，歯車の歯元部は切欠部と考えられることから，焼入過程で発生する内部応力が切欠底（歯元部）に応力集中したためと考えられる．

次に，SRIQ 条件を種々に変化させることにより，歯先と歯元の硬化層深さ比を変え，歯元の残留応力を測定し，その結果を図 5 - 9 に硬化比（歯元深さ / 歯先深さ）として示す．歯元の硬化層が浅いほど，また硬化比が 1 に近い（つまり，輪郭に沿った焼入れ）ほど，歯元に高い圧縮残留応力が生起することが明らかになった．一般に，高周波焼入材では，硬化層深さが深くなると表面部の圧縮残留応力は小さくなるとされている⁽¹⁹⁾．高周波焼入材の残留応力生成機構は硬化・膨張した表面部が，膨張・収縮がない心部（非硬化層）に拘束されることにより発生するとされているが，硬化層が深くなると，心部の体積減少にともない，拘束力が小さくなるため，それと対抗する硬化層の表面部の圧縮残留応力も小さくなると考えられる⁽²⁰⁾．つまり，輪郭に沿った焼入れを施した方が心部の体積が大きくなり，歯元部には高い圧縮残留応力が生起すると考えられる．

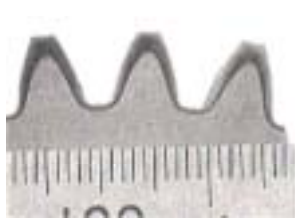

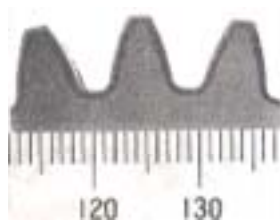
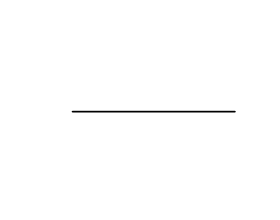
図 5 - 10 に SRIQ 歯車と浸炭歯車の歯元部の残留応力分布を示す．SRIQ 歯車の圧縮残留応力は表面付近から 0.1mm 付近で最も高い値を示し，内部に向かって低くなっている．

第5章

また、非硬化層では表面の圧縮残留応力に対抗する引張残留応力が存在するが値は小さい。

以上のようにSRIQ歯車では0.18sの超急速短時間加熱焼入れと輪郭に沿った硬化層形成の効果により、従来の熱処理方法に比べて歯元に非常に高い圧縮残留応力が生起することがわかった。

圧縮残留応力は疲労強度向上に寄与するとされていることから、SRIQ歯車は極めて優れた疲労特性を示すことが期待できる。

	SRIQ	Conventional induction heating and quenching	Carburizing	Soft nitriding
Hardened pattern				
SR	-1008	-182	-290	+12

SR:Residual stress at root radius (MPa)

Fig. 5-6 Hardened pattern and residual stress

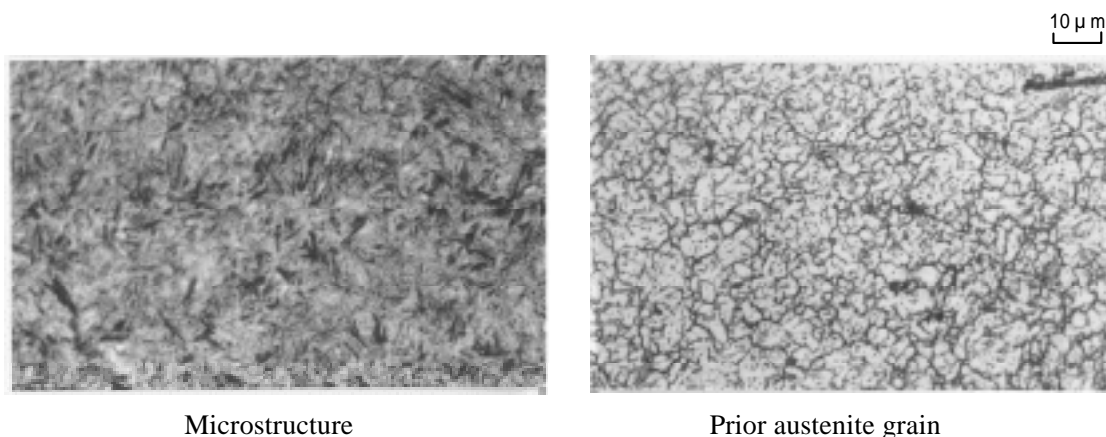


Fig. 5-7 Micro structure and prior austenite grain of SRIQ gear

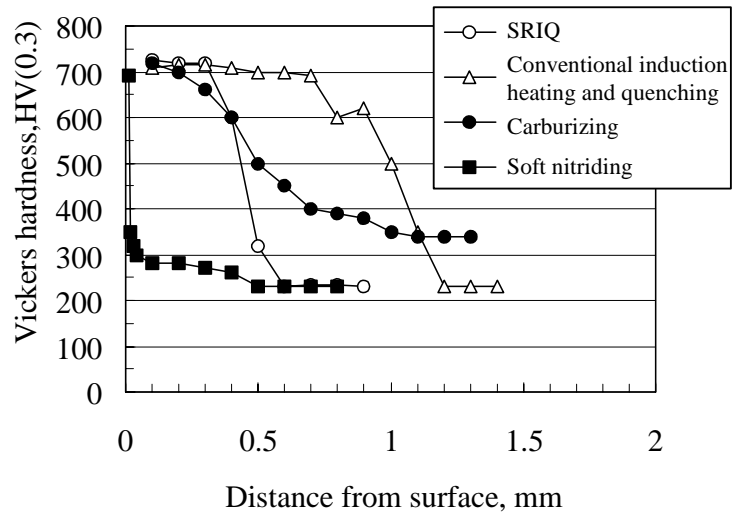


Fig. 5-8 Hardness distribution at root of hardened gears

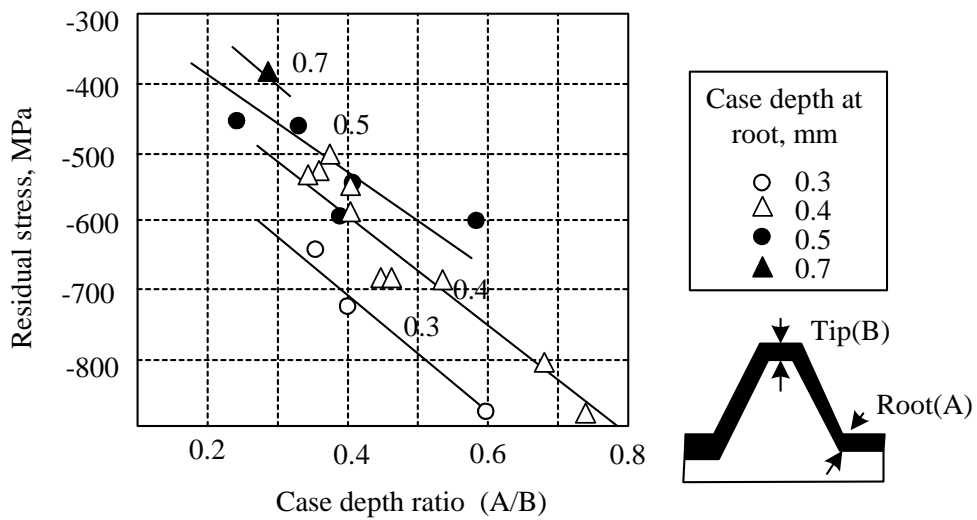


Fig. 5-9 Relationship between case depth ratio and residual stress of SRIQ gears

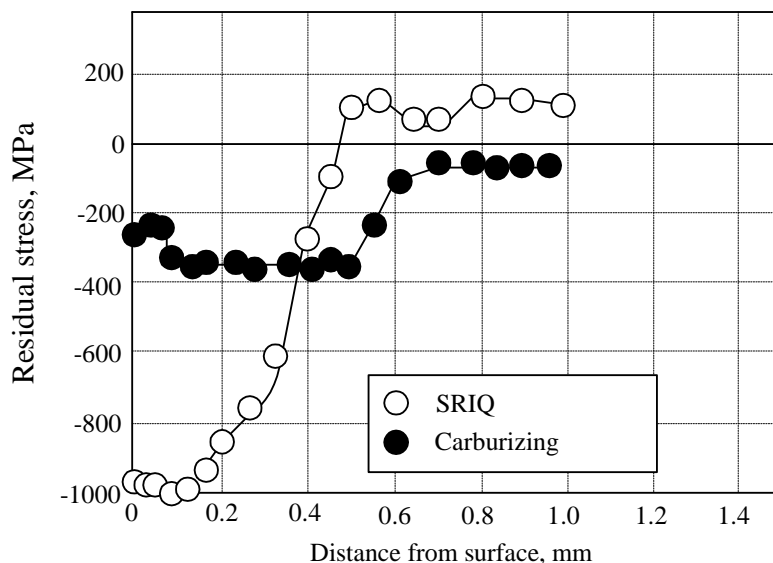


Fig. 5-10 Residual stress distributions at root radius

1.3.2 歯元曲げ疲労試験結果

図5 - 11 に歯元曲げ疲労試験結果を示す．最も高い疲労強度が得られたのが SRIQ 歯車で，疲労限度は 960MPa であった．次に疲労限度が高いのが浸炭歯車で 835MPa，続いて，通常高周波焼入歯車が 775MPa，軟窒化歯車が 575MPa となった．すなわち，SRIQ 歯車の疲労強度は浸炭歯車より 15%高い値を示した．また， $10^3 \sim 10^4$ 程度の低サイクル域の時間強度では SRIQ 歯車と浸炭歯車がほぼ同じ歯元疲労強度を示し，通常高周波焼入歯車と軟窒化歯車がほぼ同程度の低い値を示した．

すなわち，高周波焼入歯車で歯先まで全硬化される場合には，浸炭歯車に比べ曲げ疲労強度は低いが，SRIQ 歯車のように歯形に沿った輪郭に硬化される場合には，浸炭歯車に比べ高い曲げ疲労強度を実現できることがわかった．

SRIQ 歯車がこのように高い曲げ疲労強度を示すのは、前述の高い圧縮残留応力の効果と考えられる。この残留応力が疲労強度に与える影響は、負荷した平均応力としての影響と同じとみなして取扱い、以下のように計算できる⁽²¹⁾。

$$\sigma_w = -m(\sigma_r + \sigma_m) + \sigma_{w0} \tag{5-1}$$

σ_{w0} : 残留応力がない状態での両振り疲れ強さ (MPa)

σ_r : 残留応力 (MPa)

σ_m : 平均応力 (MPa)

m : 平均応力影響係数

一方では表面硬化材の残留応力は繰返し負荷中に減衰することが指摘されており、この残留応力の疲労強度への影響については、後項で考察を行う。

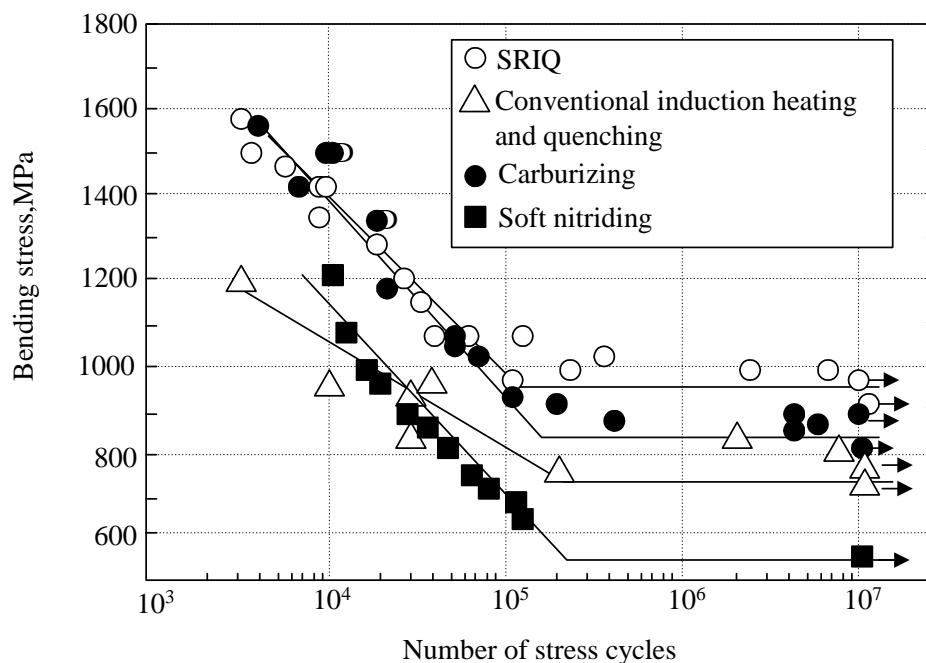


Fig. 5-11 Bending fatigue test results of gears

1.3.3 静的曲げ試験結果

図 5 - 1 2 に静的曲げ試験結果を示す。浸炭歯車が最も高く 2560MPa , 続いて , SRIQ 歯車が 2260MPa , 通常高周波焼入歯車が 2070MPa , 軟窒化歯車が 1660MPa の順であった。

Niemann の実験結果によれば⁽²²⁾ , 歯車の曲げ疲労強度 (SB) と静的曲げ強さ (σ_{st}) の関係は $SB = \sigma_{st} / 3$ で示されている。本式に従い静的曲げ強度から曲げ強度を計算すると , 浸炭歯車の場合 , $SB = 853MPa$ と実験結果とほぼ一致するが , SRIQ 歯車の場合 $SB = 753MPa$ と実験結果と一致しないことがわかった。この理由としては , 図 5 - 8 の断面硬さ分布に示すように , 表面硬化層の硬さおよび硬化層深さは両歯車とも同等であるものの , 非硬化層部の硬さが浸炭歯車は 330HV に対し , SRIQ 歯車は 235HV と低いため , 歯全体の曲げ強度としては , SRIQ 歯車が低い値を示したものと考えられる。

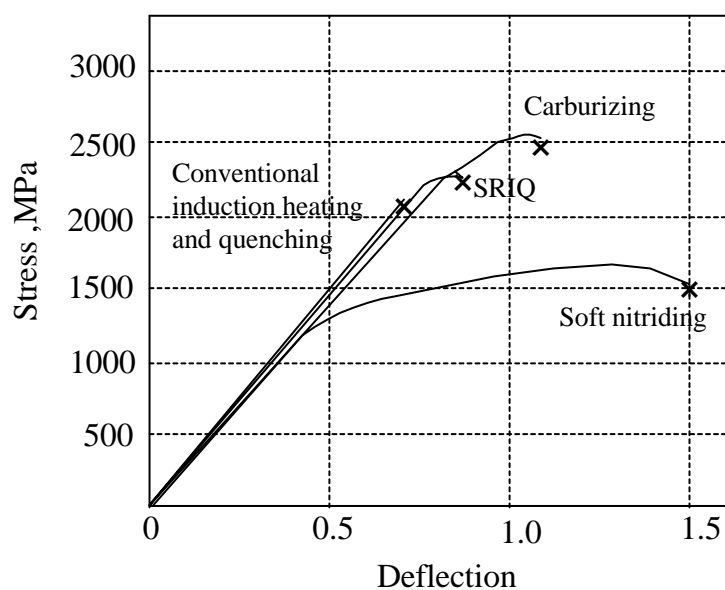


Fig. 5-12 Stress-deflection curves under static bending load

1.3.4 疲労破面観察結果

疲労破壊した SRIQ 歯車の試験歯について SEM による破面観察を行った。図 5 - 13 に負荷応力 1035MPa、繰返し数 4.0×10^4 で破断した破面を示す。疲労き裂は表面から発生し、内部に向かって進展して破壊に至っていることがわかる。表面から 0.5mm までの位置とそれより深い位置での破面模様は異なっており、前者が疲労破面、後者は脆性破面を呈している。この疲労破面部分の深さは SRIQ 歯車の硬化層深さとほぼ一致している。

また、図 5 - 14 に見られるように、疲労破面の中にラチェットマークが観察された。このようなラチェットマークはほぼすべての破面に 1ヶ所以上観察されたことから、疲労き裂は歯幅方向の複数の起点から発生、進展して、破壊に至ったものと考えられる。ラチェットマーク付近の表面近傍をさらに拡大して観察してみると、図 5 - 15 に示すような Stage 型き裂進展によってできた破面がみられた。この Stage 型き裂進展深さは約 10 μ m であり、ほぼオーステナイト結晶粒径と一致している。Stage 型のき裂発生、進展を抑制するためには結晶粒の微細化と高強度化が重要であるとされており、今回の SRIQ で得られた微細結晶粒も疲労強度向上に寄与している可能性を示唆していると考えられる。

以上のような観察結果と内部を起点とする破壊が存在しなかったことから、本実験で用いた SRIQ 歯車の疲労破壊形態は Stage など表面を起点とする表面破壊型であると考えられる。

図 5 - 16 に負荷応力 850MPa、 2.4×10^6 の高サイクルで破断した浸炭歯車の起点近傍の破面を示す。表面に沿って粒界破壊が観察され、表面からの深さ 40 μ m 以降は粒界と粒内の混在した破面を呈していた。

図 5 - 17 に負荷応力 700MPa、 1.2×10^5 の高サイクルで破断した軟窒化歯車の破面を示す。起点部は表面で、引張応力にほぼ垂直に割れた厚さ約 20 μ m の化合物層が存在し、その直下を放射線状にき裂が進展している。き裂進展領域の破面は粒内割れであるが、ストライエーション模様は認められなかった。

以上の結果、SRIQ、通常の高周波焼入れ、浸炭焼入れ、および軟窒化を施した各歯車の曲げ疲労後の破面はすべての歯車が表面を起点として破壊し、SRIQ 歯車が高い曲げ疲労強度を示すのは、歯元表面部に生起した高い圧縮残留応力の効果、および影響度は少ないものの微細結晶粒の効果によるものと考えられる。

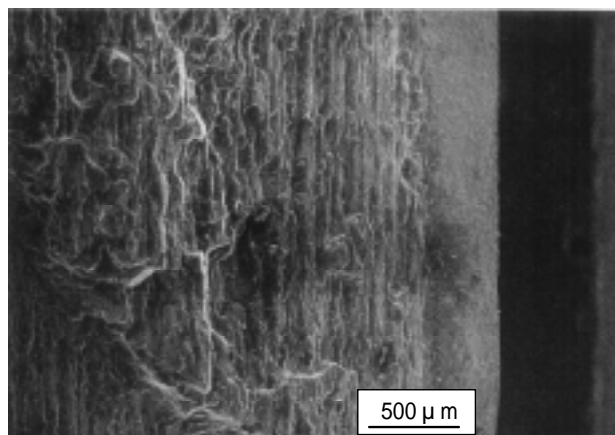


Fig. 5-13 Fracture surface (SRIQ)
($a=1035\text{MPa}$, $N_f=4.0 \times 10^4$ cycles)

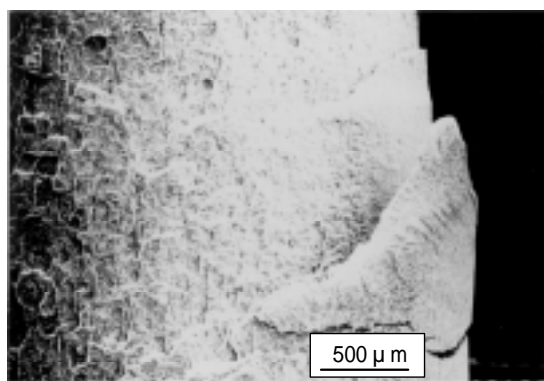


Fig. 5-14 Ratchet mark on fatigue fracture surface (SRIQ)
($a=1035\text{MPa}$, $N_f=4.0 \times 10^4$ cycles)

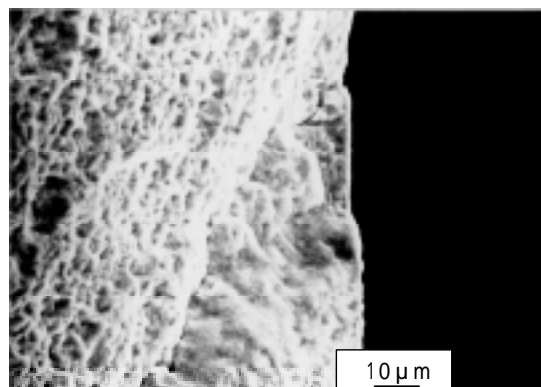


Fig 5-15 Fatigue crack propagation from Stage (SRIQ)
($a=1035\text{MPa}$, $N_f=4.0 \times 10^4$ cycles)

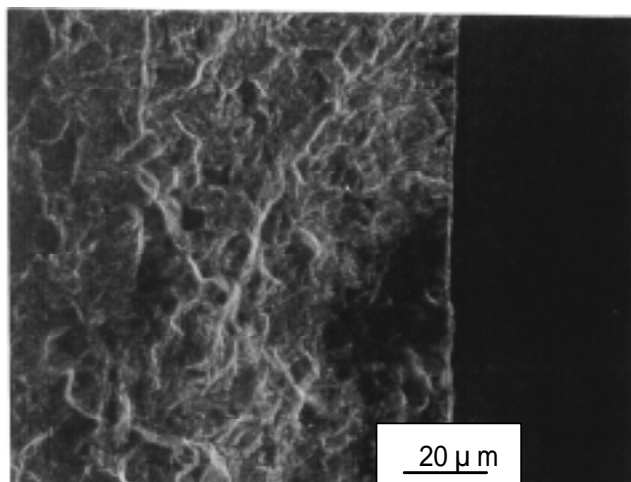


Fig. 5-16 Fracture surface (Carburizing)
($\sigma=850\text{MPa}$, $N_f=2.4 \times 10^6$ cycles)

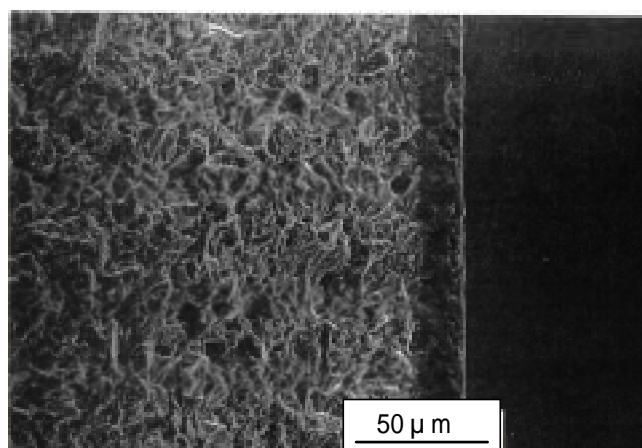


Fig. 5-17 Fracture surface (Soft nitriding)
($\sigma=700\text{MPa}$, $N_f=1.2 \times 10^5$ cycles)

第5章

1.4 結言

本節では、超急速短時間加熱焼入れ（SRIQ）を施した歯車と通常の高周波焼入れ、浸炭焼入れ、軟室化などの従来の熱処理方法を施した歯車の曲げ疲労強度を評価した。

得られた結果を以下に示す。

- (1) 超急速短時間加熱焼入れを施した歯車は従来の熱処理を施した歯車に比べて高い曲げ疲労強度を有し、例えば浸炭歯車に比べ約15%の疲労強度向上が見られた。
- (2) 超急速短時間加熱焼入れを施した歯車が高い曲げ疲労強度を示すのは、輪郭に沿った硬化パターンが形成できたことにより、歯元に極めて高い圧縮残留応力が生起することと、影響度は少ないものの微細結晶粒の効果と考えられる。

第 2 節 超急速短時間加熱焼入歯車の特性におよぼす熱処理前組織の影響

2.1 緒言

本章第 1 節で示したように，超急速短時間加熱焼入 (SRIQ) 歯車は歯元に生起する高い圧縮残留応力の効果により，高い曲げ疲労強度を有することが明らかになった．ただ，加熱時間が 1s 以内と極めて短いため素材組織に関する制約が考えられる．その代表例が前組織の影響で，第 3 章で通常の秒単位の高周波焼入れでも熱処理前組織が焼入組織におよぼす影響が大きいことを示した．すなわち，短時間加熱オーステナイト () 化の場合，フェライト (F) が多い F+パーライト (P) 材や球状化セメンタイトの場合には，焼入後に未溶解のフェライトやセメンタイトが残存しやすくなる．その場合には，均一 化を促進するために，加熱温度を高くしたり，加熱時間を長くする必要があるが，必要な硬さは得られるものの，組織，結晶粒が粗大化したり，表面焼入時の硬化層が深くなり，高周波焼入材の特徴を損なう可能性が高い．

したがって，SRIQ の場合，1s 以内という超急速短時間加熱で 化を行うため，なお一層，前組織の影響を受けやすいと考えられる．

そこで，本節では F 面積の異なる前組織を有する同じ S45C 鋼を供試材にして， 化特性および歯車での曲げ疲労特性におよぼす SRIQ の影響について，検討し，考察を加えたので，以下にその結果を示す．

2.2 実験方法

供試材は本章第 1 節と同じ表 5 - 1 に示す化学成分の S45 C 鋼を用いた．同材に，図 5 - 18 に示す熱処理を施し，F 面積が異なる 3 種類の F+P を持つ前組織 (F 面積 10% を F10，35% を F35，45% を F45) を作製した．その後，5.1 節での供試歯車と同形状の諸元の平歯車 (モジュール 3，歯数 40，外径 126mm) に加工し，これを供試歯車とした．

SRIQ は本章第 1 節と同じ高出力短時間加熱を μs (マイクロ秒) 単位の超急速短時間で高精度制御可能な高周波発振器 (3kHz / max.600kW，150kHz / max.600kW) を用いて行った．その後，金属組織，残留応力，歯車精度を観察，測定した．疲労試験は前章と同じく，Instron 社製 Model 8501 を用い，歯先に治具を当てて負荷をかける方式で行った (繰返し周波数 2Hz，正弦波形にて一定振幅圧縮荷重)．なお，試験歯と荷重負荷治具との分離を防ぐため，最小荷重は 0 ではなく，588N を与えてはいるが，完全片振り近い状態での疲

第 5 章

劣試験を行った。

2.3 実験結果および考察

2.3.1 超急速短時間加熱オーステナイト化特性

SRIQ でのオーステナイト () 化特性を評価するために、図 5 - 18 に示した異なる前組織を有する 3 種類の歯車を用い、SRIQ 条件を加熱時間 0.18 ~ 0.24s、加熱温度 827 ~ 1127 (1100K ~ 1400K) に変化させた場合の硬さ、組織、結晶粒度を測定観察し、TTA (Time-Temperature-Austenitization) 線図を作成した。図 5 - 19 に各前組織の下限線 (均一化が可能な温度) を比較した結果を示す。加熱時間が 0.18s の場合、下限線の温度は F10 材で 910 (1183K)、F35 材で 1027 (1300K)、F45 材で 1054 (1327K) であり、F 面積が大きくなると下限線が高くなり、均一化が容易でなくなることがわかった。一方、加熱時間による下限線の変化は少なかった。

図 5 - 20 は、第 3 章で求めた種々の前組織の TTA 下限線 (図中実線) と SRIQ 材(0.2s) のデータ (図中) を合わせて示したもので、SRIQ 材のデータは通常の高周波焼入れの下限線上のほぼ延長 (推定) 線上より少し上 (高温側) に位置することがわかり、SRIQ での均一化がより一層難しいことを示している。

急速短時間加熱時の 化に関する研究で、井口らは、炭素鋼での平衡状態図の変態点 (線) におよぼす昇温速度の影響を評価している⁽²³⁾。その結果によると昇温速度の上昇にともない A_{C3} 点は上昇し、S45C 鋼では、昇温速度 1000 /s の場合で、その値は 1100 (1327K)、 10^5 /s 以上の昇温速度になると炭素(C)量(C=0.1 ~ 0.7%)に関係なく 1130 (1403K) で一定となると報告されている。今回の SRIQ での昇温速度は約 5000 /s で、その場合の S45C 鋼の一般的組織の相当する F45 材の下限線は 1050 (1327K) で、この値は井口らの実験結果とほぼ一致した。一方、同じ S45C 鋼においても F10 材の場合は 910 (1183K) と大きく下がっていることがわかった。この値は井口らの研究の炭素量 0.8% 鋼 (ほぼフェライト(F)面積:数%) に相当するもので、この結果からも、 化が炭素の拡散距離によって律速されていると考えることができる。

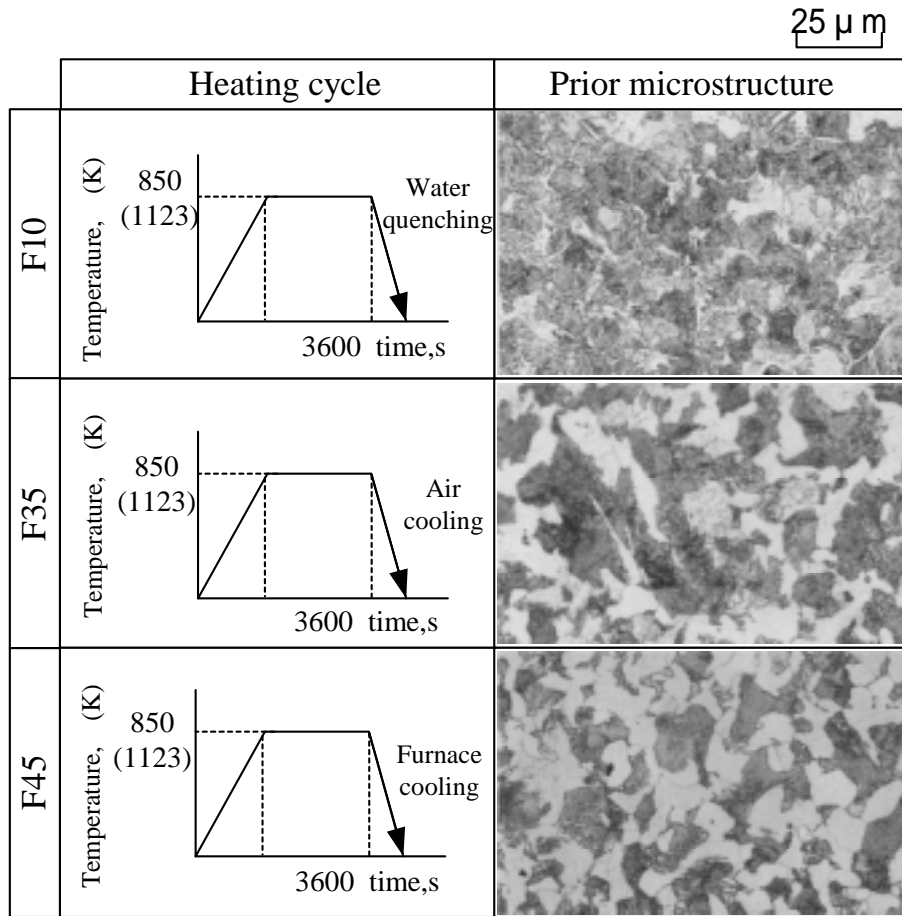


Fig. 5-18 Prior heating cycles and microstructures before SRIQ

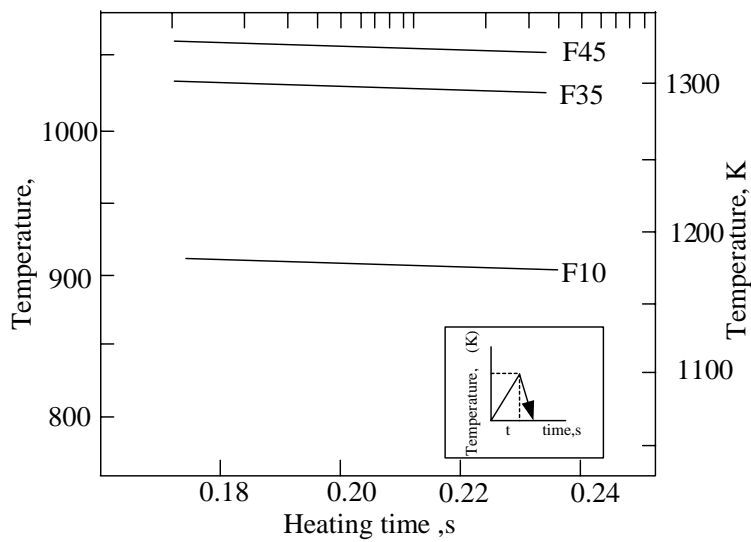


Fig. 5-19 Lower limit line of TTA diagram (S45C,SRIQ)

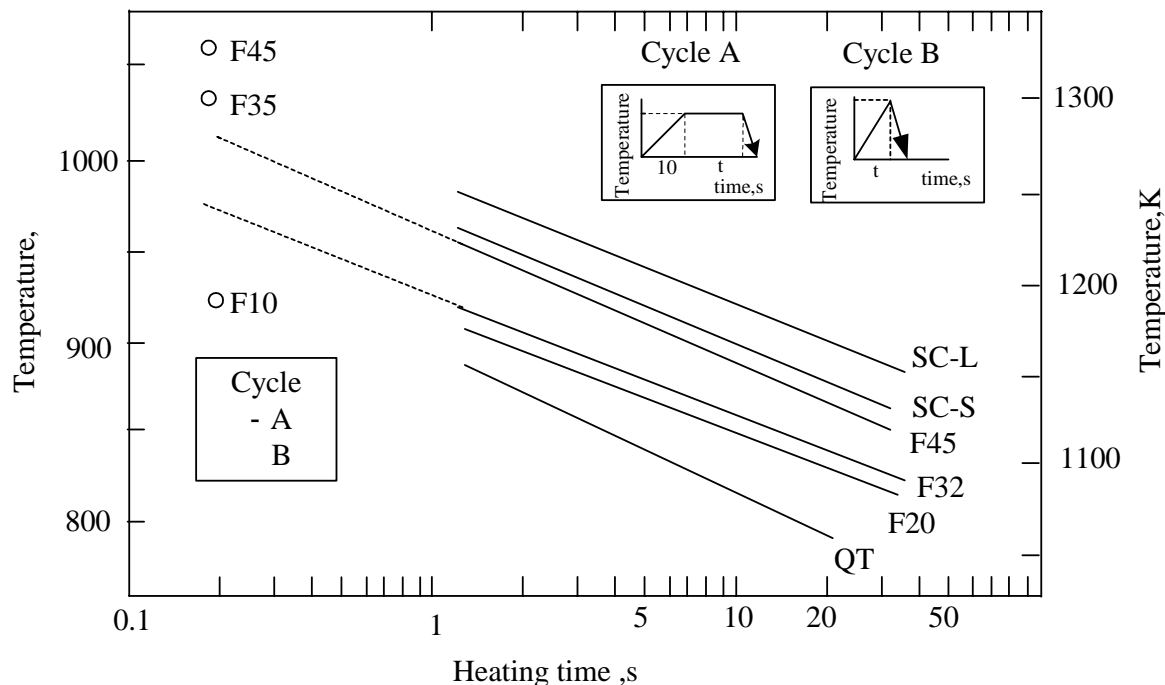


Fig. 5-20 Influence of prior microstructure before SRIQ on lower limit line of TTA diagram

2.3.2 超急速短時間加熱焼入れの最適条件の探索および超急速短時間加熱焼入歯車の静的性質

同一熱処理条件（予熱：740（1013K）,1.8s，本加熱 910（1183K）,0.18s）で，各前組織の歯車に SRIQ を行い，硬化パターンおよび歯元部表面部の金属組織の観察を行った．その結果を図 5 - 2 1 に示す．F10 材では均一なマルテンサイトが得られているが，フェライト（F）量が多い F35 材，F45 材では未溶解 F が観察され，その量は前組織の F 量が多いほど増加した．この残留 F はパーライト（P）のセメントイトが短時間加熱では分解しきれず，F またはオーステナイト（ γ ）中に固溶，拡散しきれず未溶解で残留し，加えて低炭素になるほど，CCT 線図の臨界冷却速度が早くなり，初析として生成し，残存したものと考えられる．また，硬化パターンでは前組織による差は見られなかった．

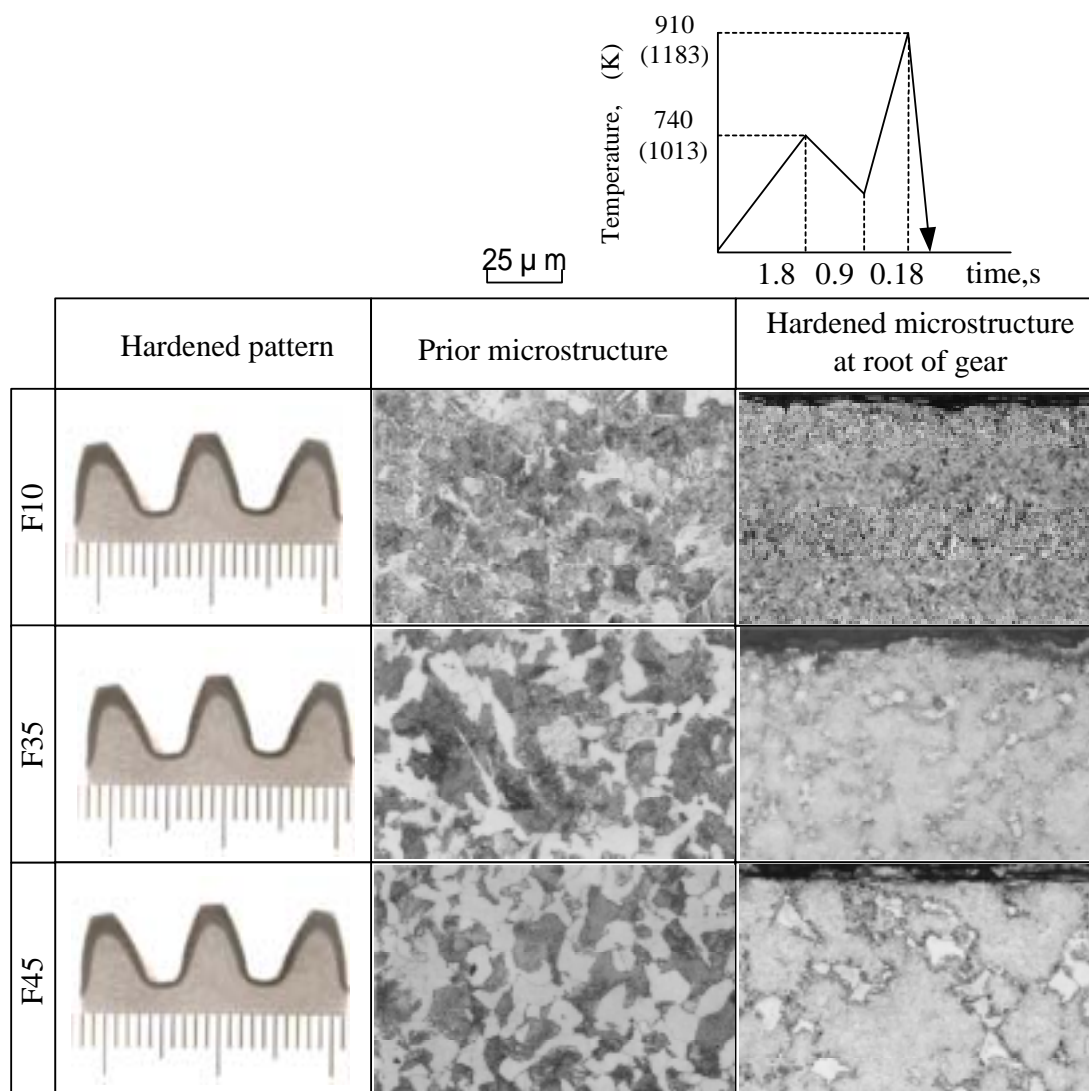


Fig. 5-21 Influence of prior microstructure before SRIQ on hardened microstructure at root of gears

このように未溶解 F が残存していると硬さが低い F が弱部となり，高い疲労強度は得られない⁽²⁴⁾ .そこで，前節での TTA 線図の調査結果をもとに，加熱温度，時間を変えた SRIQ 処理を施し，最適な熱処理サイクル（歯元の金属組織に未溶解の F が残らないマルテンサイトが得られる，できるだけ輪郭に沿った硬化パターンが得られる）を各前組織毎に求めた．図 5 - 2 2 にその最適熱処理サイクルを示す．F 面積が少ない F10 材では本加熱（T2）条件が 910（1183K）,0.18s と低温短時間で均一なマルテンサイトが得られるのに対して，F35 材では 1054（1327K）, 0.23s，F45 材では 1077（1350K）,0.23s と高温，

第5章

長時間加熱しなければ均一なマルテンサイト組織が得られず,前項の TTA 線図の結果とも一致した. このように高温長時間加熱すると過熱による組織や結晶粒の粗大化, 変形の増加, 疲労強度への悪影響が考えられる.

図5-23にマクロパターンおよび歯元部表面の歯形方向の残留応力を示す. F10材は最も歯型に沿った輪郭焼入硬化層が形成されており, -1008MPaと高い圧縮残留応力が生起している. 一方, Fが多い素材では, 高温加熱, 長時間加熱の影響で, 歯先の硬化層が深くなり, F45材では歯先のほぼ3/4程度まで硬化されるパターンとなった. その結果, 歯元の残留応力は減少し, F45材では-205MPaと本章第1節の通常の高周波焼入れとほぼ同等の低い値となった. 図5-24に歯元の断面硬さ分布を示す. F面積が多くなると歯元の硬化層も深くなり, F10材では0.5mmに対し, F35材では0.7mm, F45材では0.85mmとなった. これは, 前述のようにF面積が多くなるのにもない, 高温, 長時間加熱を余儀なくされたためと考えられる.

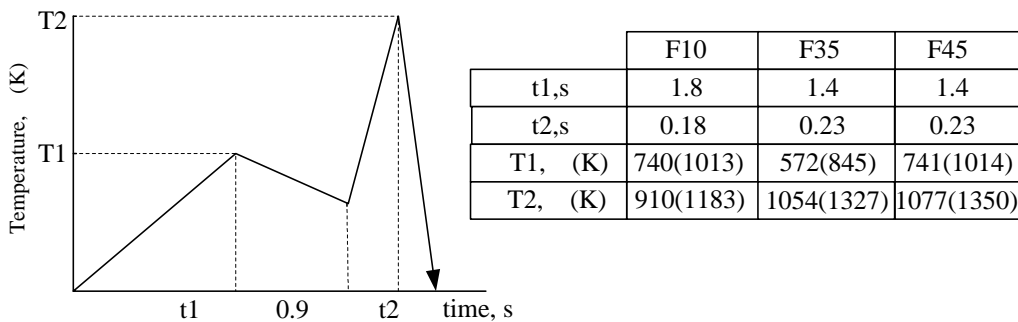
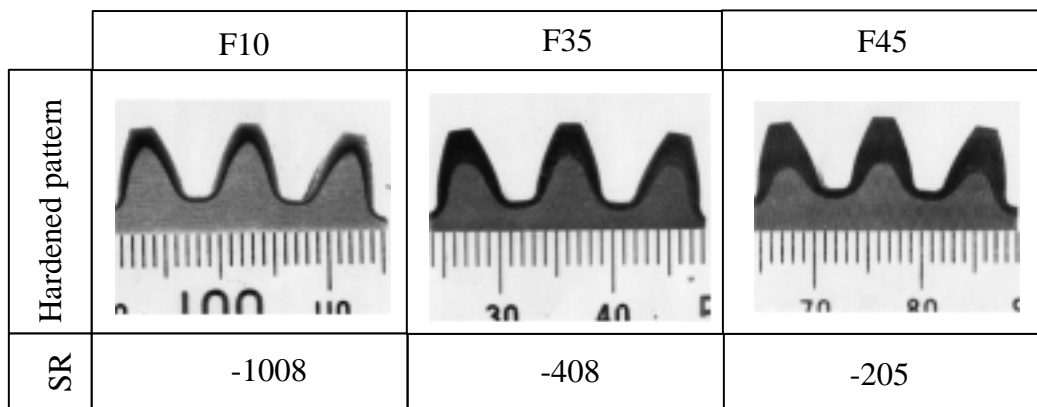


Fig. 5-22 The optimum heating cycle of SRIQ for various prior microstructures



SR:Residual stress at root radius ,MPa

Fig. 5-23 Case hardened pattern and residual stress at root of gear for various prior microstructures

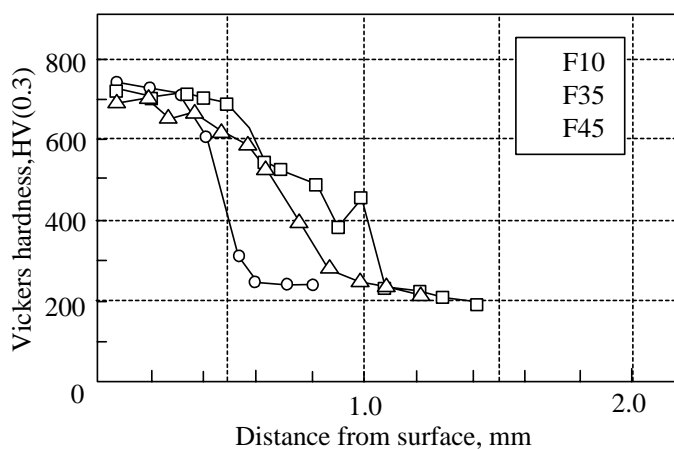


Fig. 5-24 Hardness distribution at root of SRIQ gears hardened from various microstructures

図5 - 2 5 に焼入前後の歯車寸法変化量を示す。また、比較材として、本章第1節で試験した浸炭(CQ)歯車および通常の高周波焼入(IQ)歯車の寸法変化量も併記した。F10 材の変化量は最大でも $6\mu\text{m}$ と小さく、またばらつきも少なかった。一方、F35 材、F45 材では変化量もばらつきも大きくなった。このように F 面積が多い場合に变形が大きくなった原因は、図5 - 2 3 の硬化パターンで示すように高温長時間加熱により硬化体積が増大したためと考えられる。

しかし、変形の大きかった F45 材でも浸炭歯車に比べて、変化量、ばらつきとも少なかった。これは、浸炭歯車では炉加熱により全体加熱焼入れするのに対して、SRIQ 歯車では部分加熱ゆえ硬化体積が少なく、内部に対する熱影響が少ないことの効果と考えられる。

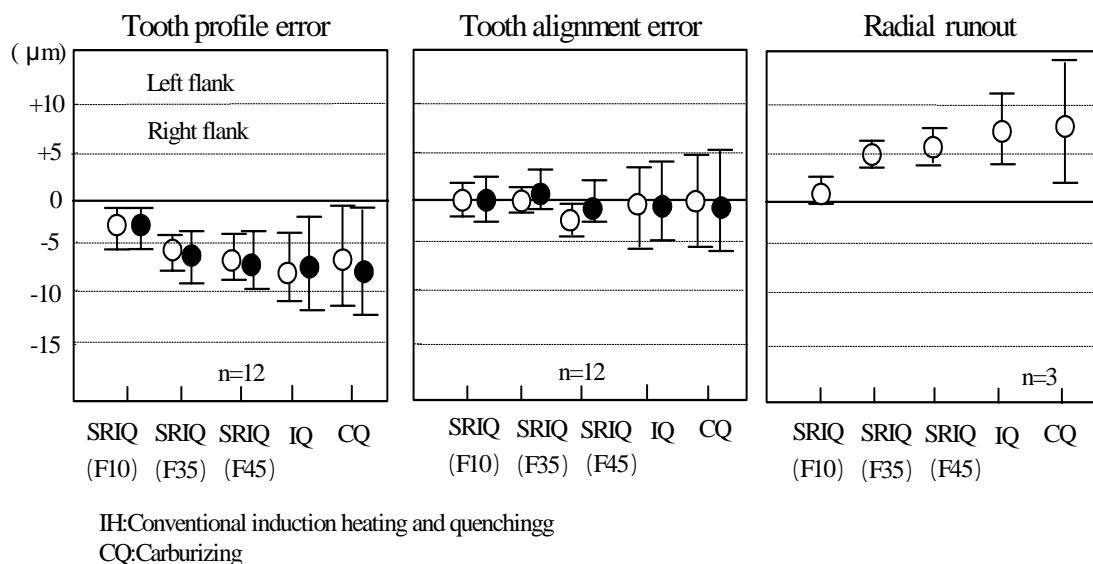


Fig. 5-25 Distortion of hardened gears

2.3.3 歯元曲げ疲労試験結果

図 5 - 2 6 に最適 SRIQ 条件で処理した F10, F35 の歯車および本章第 1 節で実験を行った通常の高周波焼入歯車の歯元曲げ疲労試験結果を示す。その結果、 10^7 での疲労限度は F10 材が最も高く、以下、通常の高周波焼入れ、F35 材の順に低くなった。F35 材が F10 材に比べ低くなったのは、歯元の圧縮残留応力が、高温長時間加熱により硬化層深さが深くなり低下したためと考えられる。

ここで、F35 材の圧縮残留応力が - 408MPa、通常高周波焼入れが - 182MPa と、F35 材の方が高い値を有するにも関わらず、図 5 - 2 6 に示すように、両材がほぼ同一の疲労限度を示す原因について検討した。疲労強度を支配する因子として、硬さ、残留応力、組織がある。5.1 節に示すように両材の表面硬さは 720HV 程度と同じで、残留応力はむしろ F35 材の方が値が大きい。そこで、強度的弱部を確認するために、軽荷重(0.098N)の超微小硬さ計を用いて歯底部表面から 0.1mm までの断面硬さを測定した。その結果、図 5 - 2 7 に示すように、F10 材が均一な分布を有するのに対し、F35 材はばらつきが 50HV と大きく、最低硬さは 685HV を示した。この低硬さ部は SRIQ 前にフェライトであった部分と考

えられ、超急速短時間加熱オーステナイト()化中には炭素が拡散しきれず、フェライトとしては残存しなかったものの、炭素量が低めのマルテンサイトとなったためと考えられる。このように低硬さ部が存在すると、その部分が弱部となって、そこから疲労破壊するので、F35材は通常高周波焼入歯車に比べ、硬さが同等で高い圧縮残留応力を有するにも関わらず、疲労強度が高くならなかったと考えられる。

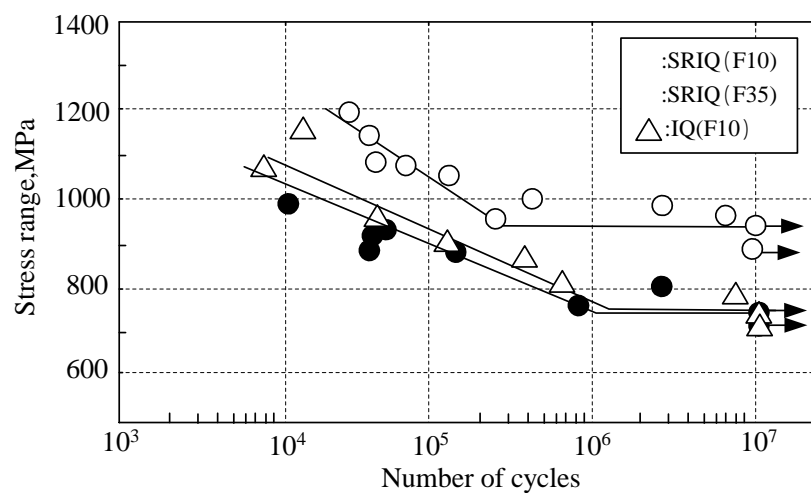


Fig. 5-26 Bending fatigue test results of gears with various prior microstructure

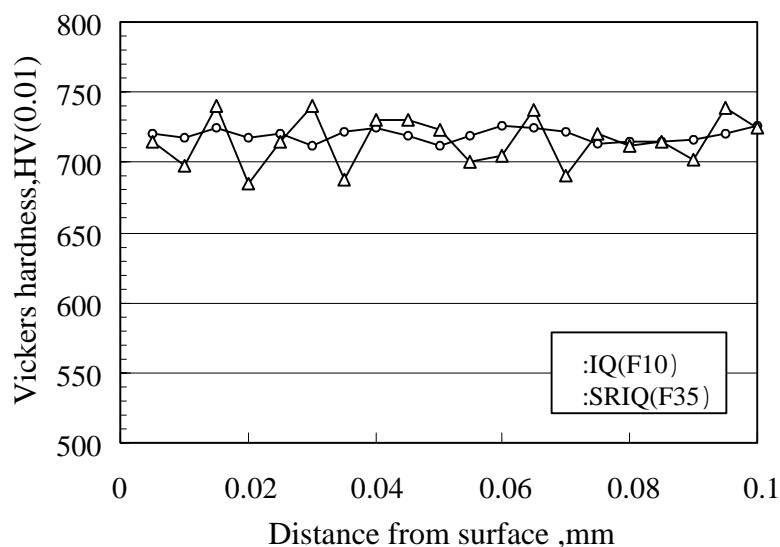


Fig. 5-27 Super micro Vickers hardness distribution of IQ(F10) and SRIQ(F35) gears

2.3.4 オーステナイト化特性と歯車加工性の関係

SRIQ 歯車にとって、熱処理前組織は、フェライト (F) 面積が 10%程度であると低温、短時間で均一なマルテンサイトが得られ、かつ、歯型に沿った理想的な輪郭焼入れが可能で、高い圧縮残留応力の効果により、高い曲げ疲労強度が得られ、変形が小さいことがわかった。

しかし、一般的な歯切加工により製作される歯車への SRIQ の適用を考えた場合、鋼材には図 5 - 28 の模式図に示すように、低硬さが好ましい切削加工性と、F 面積が少ない前組織つまり高硬さの素材が好ましい SRIQ でのオーステナイト () 化性では、相反する特性が求められる。そこで、SRIQ での 化特性と加工性を両立する鋼材開発も実施されている。例えば、フェライト強化元素である Si を減らす⁽²⁵⁾、あるいは快削元素の添加⁽²⁶⁾が有効なことが明らかにされている。

今後もこのような SRIQ の特徴を引き出せる専用鋼材開発は極めて重要であると考えられる。

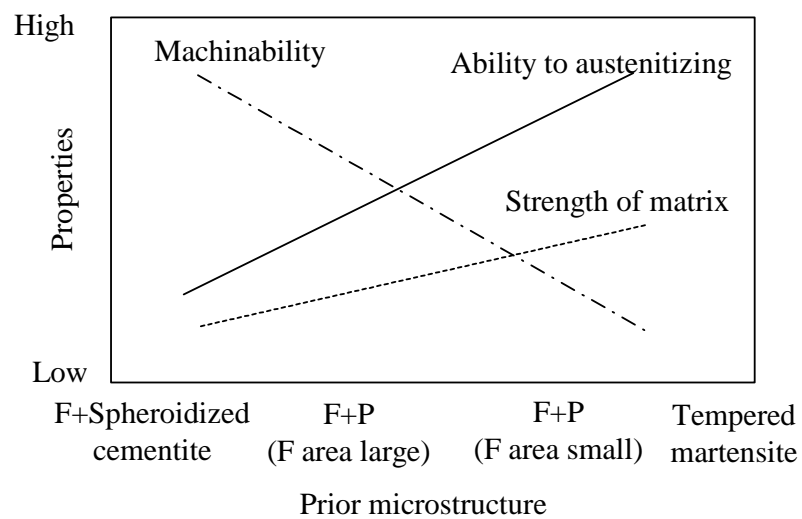


Fig. 5-28 Schematic figure of relation among prior microstructure, machinability, ability to austenitizing and strength of matrix

第 5 章

2.4 結言

超急速短時間加熱焼入れ (SRIQ) した歯車の特性におよぼす熱処理前組織の影響を調べた。

得られた結果を以下に示す。

- (1) フェライト面積が 10%程度であると、低温、短時間で均一なマルテンサイトが得られ、かつ、歯型に沿った理想的な輪郭焼入れが可能で、このような焼入歯車では、高い圧縮残留応力の効果により、高い曲げ疲労強度が得られ、変形が小さい。
- (2) フェライト面積が 35%のようにフェライト量が多くなると、超急速短時間加熱焼入れで均一マルテンサイトを得るには、高温長時間加熱しなければならず、その結果、硬化層深さが深くなることにより、圧縮残留応力が低くなるために疲労強度が低下し、また、変形量も大きくなる。

第 3 節 超急速短時間加熱焼入歯車の疲労強度におよぼす硬化層深さの影響

3.1 緒言

本章第 1 節での試験結果より，超急速短時間加熱焼入れ（SRIQ）した歯車は，従来の熱処理方法に比較して，優れた曲げ疲労強度を示すことが明らかになった．これは歯元に生起される高い圧縮残留応力の効果と考えられる．この残留応力は機械的に負荷した平均応力として作用し，圧縮残留応力が存在する場合，疲労強度向上に寄与するとされている⁽²⁷⁾．そして，第 2 章の回転曲げ疲労試験結果から，表面硬化材の疲労強度は硬化層深さの影響を受け，表面破壊型で硬化層が浅い試験片で高い疲労強度が得られるのは，高い圧縮残留応力の効果と考えられた．ただ，表面硬化材の場合には，繰返し負荷中に残留応力が減衰することが指摘されており⁽²⁷⁾⁻⁽³⁰⁾，硬化層が浅い場合には，より一層，減衰が懸念される．

そこで，本章では SRIQ 条件を変化させ，種々の硬化層深さを持つ歯車を製作して，曲げ疲労強度を評価し，SRIQ が曲げ疲労強度におよぼす影響を，残留応力の減衰を含めて検討したので，以下にその結果を示す．

3.2 実験方法

供試鋼には，本章第 1 節と同じ S45C 鋼を用いた．同材に調質処理（炉加熱により 900（1173K）焼入れ，550（823K）焼戻し）を施した後，前節と同様の諸元の平歯車を作製した．なお，今回の素材硬さは，前節で実験した素材（230HV）より高い 300HV とした．これは，5.1 節で示したような素材硬さに起因する静的曲げ強度の差が生じないように，SRIQ 材の素材硬さを浸炭品とほぼ同等にしたため，SRIQ 前の調質時の焼戻温度を下げ，浸炭材と同等の硬さ 300HV の素材を作製した．

SRIQ 処理は，高出力で超急速短時間加熱制御が可能な高周波発振器（3kHz / 600kW，50kHz / 1000kW，150kHz / 600kW）を用いて行った．熱処理サイクルは，図 5.29 に示すように予加熱，放冷，超急速短時間加熱，冷却の順に行い，本実験では SA～SF シリーズの 6 通りの熱サイクルで SRIQ 処理を行った．

そして，本章第 1 節と同様に，歯元曲げ疲労試験，組織観察，硬さ測定，残留応力測定，破面観察を行った．

Series	t_1, s	$T_1, (K)$	t_2, s	$T_2, (K)$
SA	1.5	423(695)	0.19	905(1178)
SB	1.5	569(842)	0.19	910(1183)
SC	1.5	637(910)	0.27	964(1237)
SD	8.0	488(761)	0.23	988(1261)
SE	8.0	526(790)	0.32	1137(1410)
SF	8.0	519(792)	0.45	1180(1453)

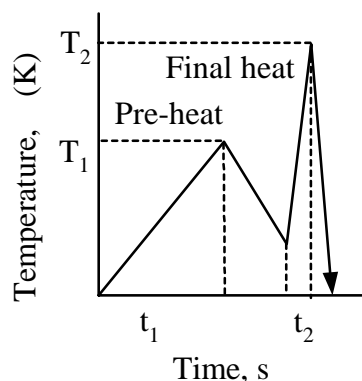


Fig. 5-29 Heating cycles of SRIQ

3.3 実験結果

3.3.1 硬化パターンおよび残留応力

図5 30に SA~SF シリーズの歯元部の断面硬さ分布を示す。図5 29に示した6通りの熱サイクルで熱処理を施した SRIQ 歯車では、0.3~1.2mm の6水準の歯元硬化層深さが得られた。

図5 31に SA~SF シリーズの歯幅中央断面の硬化パターンおよび歯元最表面の歯形方向の残留応力測定結果を示す。

硬化層の浅い SA~SD シリーズにおいては、ほぼ歯形に沿って輪郭に硬化層が形成されていたが、硬化層の深い SE, SF シリーズでは歯先が全硬化されるパターンとなった。これは、図5 29に示すように、本加熱時間 t_2 を長くしたため、凸部である歯先全域が熱移動により加熱され全硬化したためと考えられる。

表面の圧縮残留応力値は、SA シリーズが最も高い値を示し、硬化層が深くなるとともに低くなるが、それでも SB~SD シリーズでは、-1000MPa を超える高い圧縮残留応力を示した。しかし、さらに硬化層の深い SE, SF シリーズでは残留応力が急激に低くなり、最も深い SF シリーズでは -355MPa であった。

次に、図5 32に SB, SD シリーズの歯元部深さ方向の残留応力分布を示す。表層部の残留応力は同等であるものの、硬化層の深い SD シリーズにおいては、SB シリーズに比べ、より深い位置においても高い圧縮残留応力の存在が確認された。

これらの実験結果を元に、以下で、歯車の曲げ疲労強度ならび破壊機構におよぼす硬さや残留応力分布の影響について検討する。

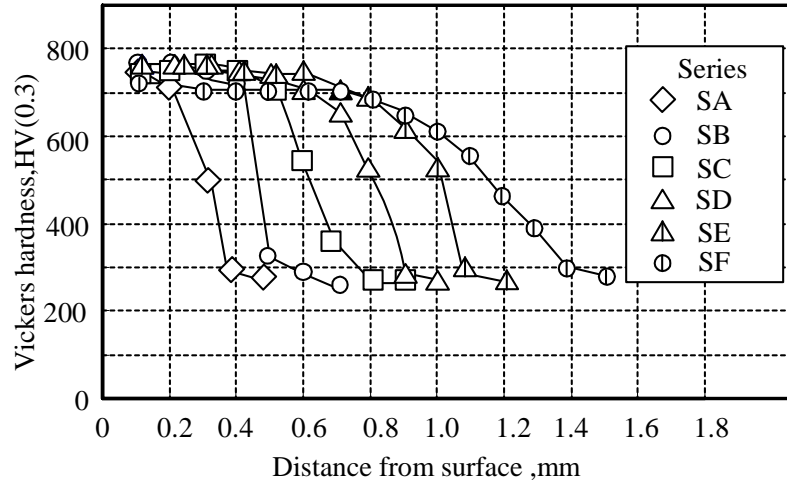


Fig. 5-30 Hardness distribution at root of gears

Series	SA	SB	SC	SD	SE	SF
Case depth at root,mm	0.30	0.45	0.65	0.82	1.00	1.20
Hardened pattern 5mm						
SR (MPa)	- 1498	- 1165	- 1058	- 1018	- 585	-355

SR: Residual stress at root radius (tangent to surface)

Fig. 5-31 Case hardened pattern and residual stress

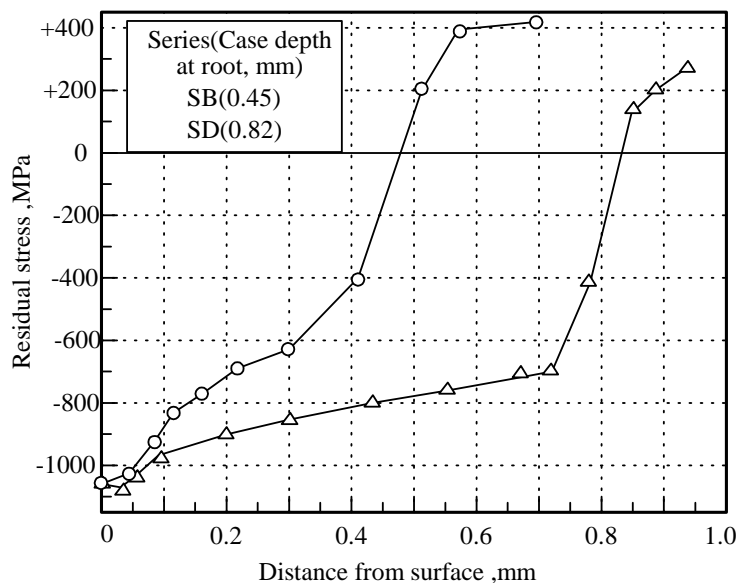


Fig. 5-32 Residual stress distribution at root of gears

3.3.2 曲げ疲労試験結果

図5 33に曲げ疲労試験結果を示す。SA～SD シリーズにおいては、硬化層深さが深くなるのともない、時間強度、疲労強度（ 10^7 回を限度とした疲労限）はともに高くなり、SD シリーズが 1450MPa と最も高い疲労強度を示した。しかし、それ以上の硬化層深さを有する SE, SF シリーズでは逆に低下した。図5 34に硬化層深さと疲労強度、残留応力の関係を整理した結果を示す。その結果、疲労強度は硬化層深さの影響を受けるものの最適な硬化層深さが存在することがわかった。

なお、浸炭焼入歯車（SCM420）の曲げ疲労強度は、本章第1節で示したように 835MPa ゆえ SD シリーズは浸炭焼入歯車の約 1.8 倍という高い疲労強度を有することがわかった。

このように SRIQ 歯車が高い疲労強度を示すのは、前項で示したように表面硬化層の高い圧縮残留応力の効果と考えられる。そこで、破面観察を行い、破壊起点と残留応力の関係について検討した。

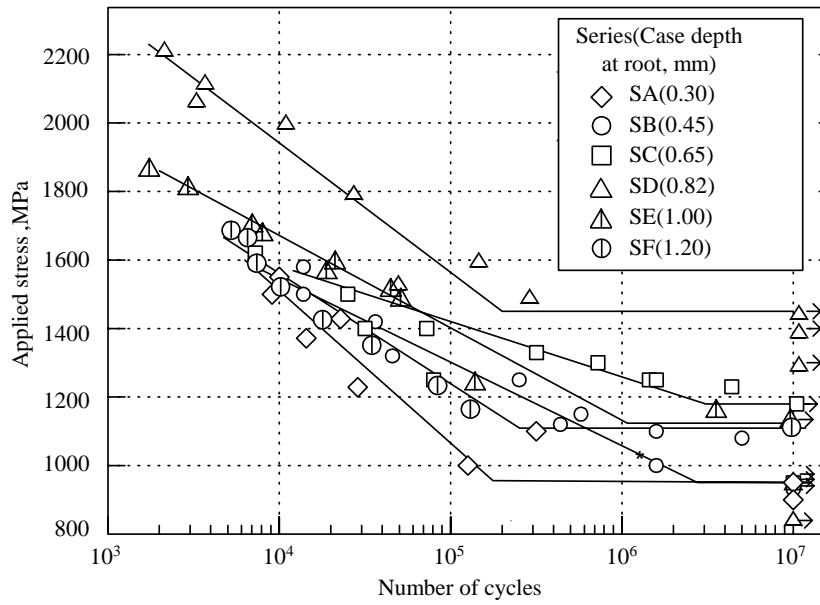


Fig. 5-33 Bending fatigue test results

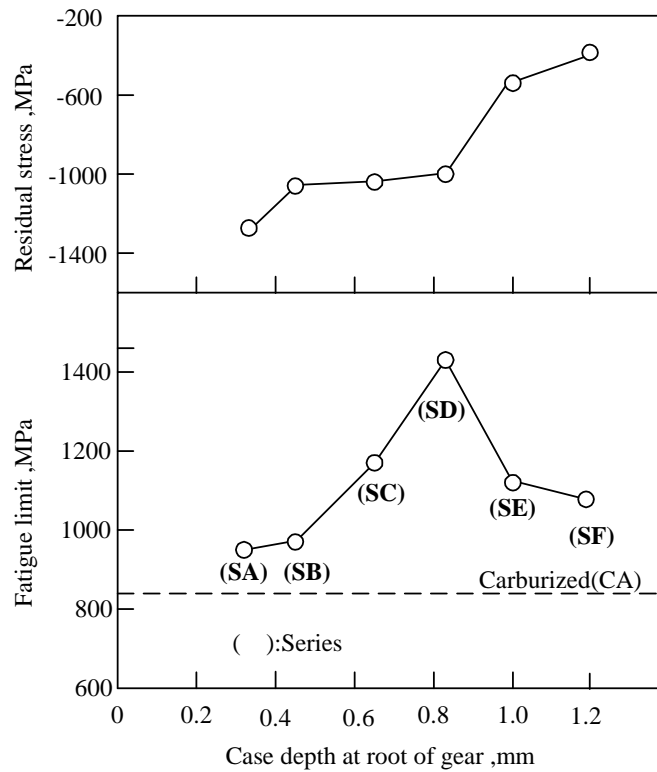


Fig. 5-34 Relation between case depth and fatigue limit, residual stress

第5章

まず、全シリーズにおいて、破断は Hofer の 30° 接線法による危険断面付近から生じており、いわゆる歯車の曲げ疲労で現れる特徴的な破壊形態を示した。

次に、破壊起点を特定するために SEM による破面観察を行った。図 5-35 は、その代表的破面で、本実験で破壊した歯車はすべてが表面を起点する疲労破壊を示していた。

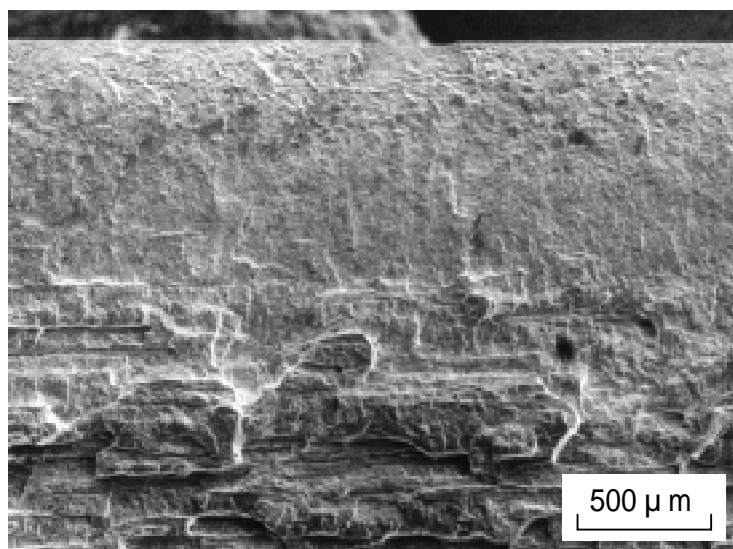


Fig. 5-35 Typical fracture surface of SRIQ gear
(Series D / Root case depth 0.8mm, $\sigma_a=1500\text{MPa}$, $N_f=2.1 \times 10^5$)

3.4 考察

3.4.1 疲労強度におよぼす残留応力の影響

前項で、SRIQ 歯車の疲労強度には硬化層深さおよび圧縮残留応力が大きな影響をおよぼすことが明らかになったので、その理由について検討する。

疲労強度(疲労限)は、硬化層深さが0.8mmであるSDシリーズで最も高い値が得られ、これより深いSE、SFシリーズにおいては低下した。これは硬化層深さが深くなることにより、表面圧縮残留応力値が低下したためと考えられる。一般に、高周波焼入材の残留応力生成機構は硬化・膨張した表面部が、膨張・収縮がない心部(非硬化層)に拘束されることにより発生するとされているが、硬化層が深くなると、心部の体積、つまり拘束力が少なくなり、表面部の圧縮残留応力も小さくなると考えられる⁽²⁹⁾。

しかし、SB、SDシリーズにおいては、同程度の-1000MPaを超える高い圧縮残留応力を有しているにもかかわらず、SBシリーズの疲労強度はSDシリーズの66%と大きな差があり、歯車の圧縮残留応力値だけでは疲労強度を説明することはできないことから、この差の原因について、さらに検討を加えた。

まず、今まで報告した残留応力値は、疲労試験前の残留応力であり、一般に表面硬化材の残留応力は繰返し負荷中に減衰することが指摘されている⁽²⁸⁾⁻⁽³⁰⁾ことに注目し、SBシリーズとSDシリーズの疲労試験中(試験応力:応力幅1500MPa)の表面残留応力の経時変化を測定した。

図5 36にその結果を示す。圧縮残留応力値は、SB、SDシリーズとも試験前には約-1100MPaと高い値を示したが、繰返し数10回程度までの極低サイクル域ですでに大きく減衰し、その後の減衰が少ない傾向は同様であった。しかし、試験前からの減衰量には顕著な差がみられ、硬化層の深いSDシリーズが250MPaに対し、硬化層の浅いSBシリーズでは700MPaとより大きいことがわかった。

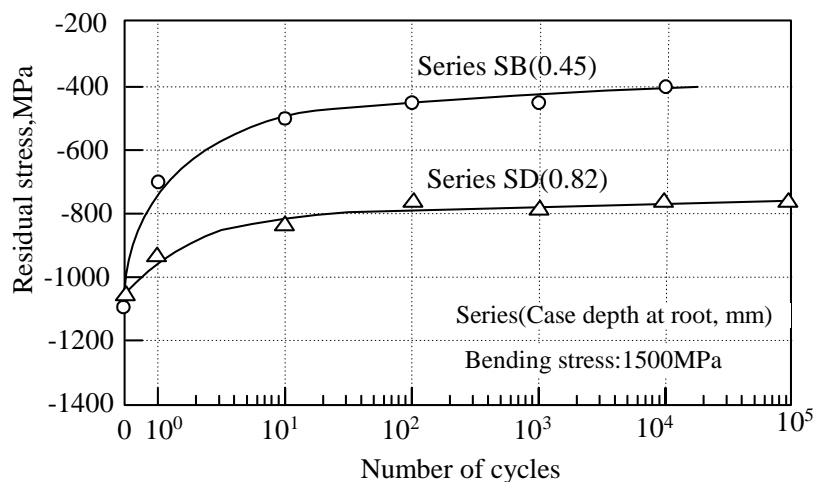


Fig. 5-36 Relaxation behavior of surface compressive residual stress during cyclic loading during fatigue test

すなわち，この繰返し試験中の圧縮残留応力の減衰量の差，言い換えれば，残存する圧縮残留応力の差が疲労強度の差になって現れたと考えられる．

一般に，圧縮残留応力が疲労強度に与える影響については，機械的に負荷した平均応力の影響と同等とみなして取扱い，計算されている⁽³⁰⁾．また，繰返し負荷を受けても残留応力が変化しない場合は，残留応力を平均応力と考えて疲労強度を推定する方法をとればよいとされている．一方，繰返し負荷を受けて残留応力が変化する場合は，残留応力の再分布を求める必要があるが，経時変化することから，容易ではないとされている⁽³¹⁾．

これに対して，会田らは歯車において曲げ疲労強度への残留応力の寄与について式(5-2)で，片振り曲げ疲れ限度および真破断力との関係を用いて示している⁽³²⁾．

σ_{up} : 残留応力の寄与を含む片振り曲げ疲れ限度(MPa)

$$\sigma_{up} = \left(1 - \frac{\sigma_r}{\sigma_T}\right) \sigma_{0up} \quad (5-2)$$

σ_{0up} : 残留応力の寄与を含まない片振り曲げ疲れ限度(MPa)

σ_r : 残留応力(MPa)

σ_T : 真破断力(MPa)

そこで、ここでも(5-2)式を用いて、減衰後に再分布した残留応力から、残留応力の疲労強度への影響について解析した。

まず、SB、SD シリーズについて(5-2)式を用いて、疲れ限(疲労限度)を計算した。なお、残留応力 r は図5-36での減衰後の値を用い、 σ_{0up} 、 T は会田らの示した図5-37⁽³²⁾より求めた。その結果、表5-3に示すように、減衰後の残留応力値を用いた場合には、疲労強度は計算値と実験値がほぼ一致することがわかった。また、このことは、減衰後の残留応力値から歯車の曲げ疲労強度を推定することが可能なことを示唆していると考えられる。

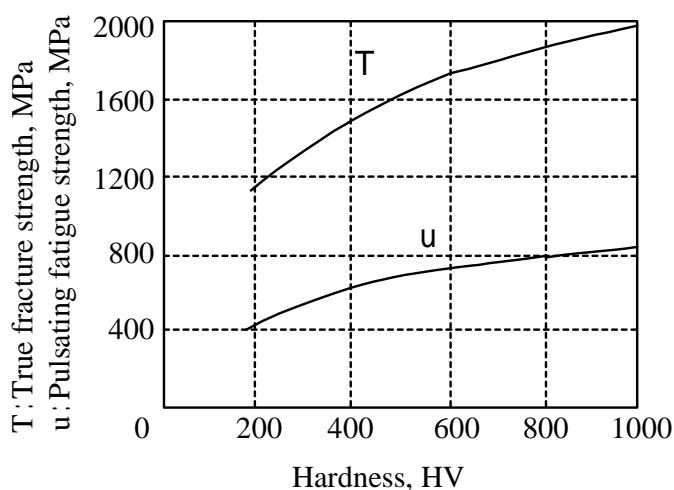


Fig. 5-37 Relation between hardness and true fracture strength, pulsating fatigue strength⁽³²⁾

第 5 章

Table 5-3 Comparison between calculated and experimental fatigue strength

	Calculated(MPa)	Experimental(MPa)
Series SB	1115	980
Series SD	1518	1450

3.4.2 残留応力の減衰機構

次に硬化層が浅い場合に残留応力の減衰が大きくなる理由について検討した。

表面硬化材の残留応力減衰機構については、作用（負荷）応力が降伏強度（または弾性限）から残留（内部）応力を引いた値を上回った硬化部と非硬化部の境界領域で、破壊する前に非硬化部が降伏して塑性変形することにより、表面硬化部に対する拘束力が弱まり、全体としての残留応力の絶対値が減少すると示されている⁽³³⁾。

そこで、SB、SD、SF シリーズについて負荷応力と材料強度の関係を求め、残留応力減衰機構を検証した。すなわち、負荷応力と残留応力の和が材料の降伏点を超えた場合に材料が降伏するとされている⁽⁷⁾ことから、本実験での降伏強度と負荷応力の関係を有限要素法（FEM 解析）を用いて求め考察を加えた。

図 5 3 8 に FEM 解析により求めた歯元部歯形方向の応力分布（負荷応力：1500MPa）と、図 5 3 2 の歯元部の残留応力に図 5 3 0 の硬さ分布から求めた降伏強度を加えて求めた材料の降伏強度分布を示す。その結果、硬化層の浅い SB シリーズでは表面から 0.6mm 付近で負荷応力が 550MPa となり、降伏強度の 450MPa を上回ることがわかった。すなわち、SB シリーズでは、0.6mm 付近が降伏して塑性変形するため、表面の残留応力減衰が大きくなったものと考えられる。

一方、硬化層の深い SD、SF シリーズにおいては、全域で負荷応力以上の降伏強度が存在することから、塑性変形が少なく、残留応力の減衰も少なかったと考えられる。

また、本章第 1 節の歯元応力の FEM 解析で明らかなように、負荷歯の裏側には圧縮の負荷応力に圧縮残留応力を加えた応力がかかることが想定されるため、SD シリーズ（ $a=1400\text{MPa}$, $N_f=1.1 \times 10^7$ ）の歯裏側の試験前後の残留応力を測定したが、ほとんど変化が見られず、内部応力が圧縮降伏強度を超えるほどでは無かったと推察される。

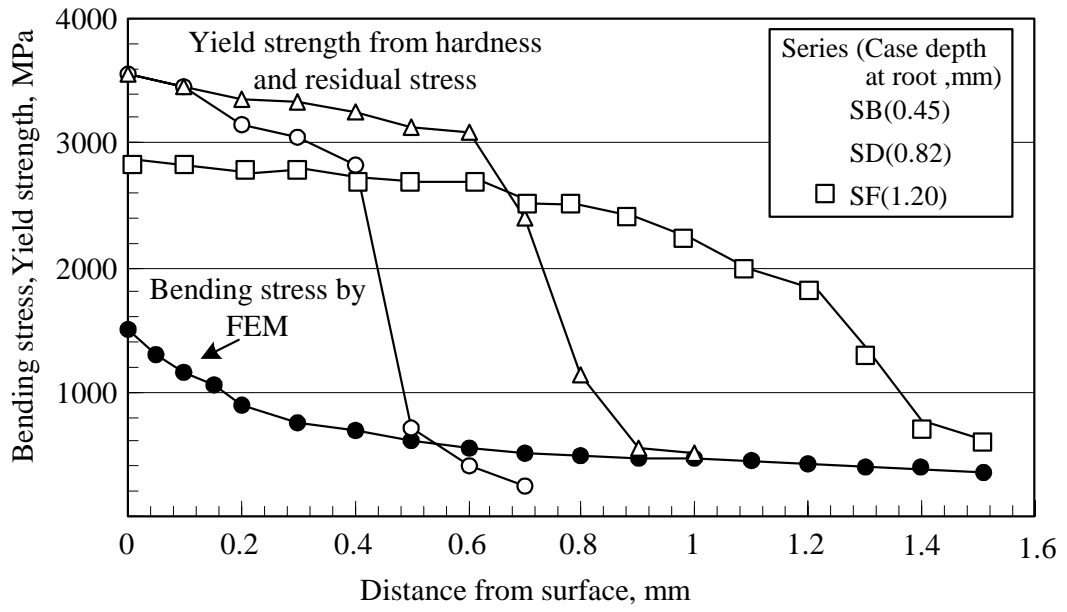


Fig. 5-38 Bending stress and yield strength distribution

第 5 章

3.5 結言

本節では、歯車(平歯車,構造用炭素鋼 S45C)に超急速短時間加熱焼入れ(SRIQ)を施し、種々の硬化層深さならびに残留応力分布を有する歯車を作製し、歯元曲げ疲労試験を行い、疲労特性におよぼす硬化層深さの影響について検討・考察を加えた。

得られた結果を以下に示す。

- (1) 歯車に超急速短時間加熱焼入れを施すことにより、極めて高い圧縮残留応力を有する硬化層が形成され、疲労限で 1450MPa と高い歯元曲げ疲労強度が得られた。
- (2) 疲労強度は硬化層深さの影響を受け、高い疲労強度が得られる最適な硬化層深さが存在する。それは以下の機構で説明される。
 - () 硬化層が浅い場合、初期の圧縮残留応力は高いが、繰返し負荷中の残留応力減衰が大きくなり、初期の残留応力に見合った高い疲労強度が得られない。
 - () 硬化層が深いと初期の残留応力が低くなり、高い疲労強度が得られない。
 - () 高疲労強度を得るための最適な硬化層深さは、初期の残留応力が高く、負荷応力による硬化層内部の塑性変形がより少ない硬化層深さを有することにより決定される。

第4節 超急速短時間加熱焼入材の面疲労強度

4.1 緒言

本章第1節で、超急速短時間加熱焼入（SRIQ）歯車は、従来の熱処理歯車に比べ、歯元に高い残留応力が生起される効果により、高い曲げ疲労強度を示すことを明らかにしたが、実用的な歯車の性能を考えた場合、歯面の面疲労強度も重要とされている⁽⁶⁾。

一般に、鉄鋼材料の場合は、硬さの増加に伴って引張強さや疲労強度は向上し、500HV以上の高硬さになると靱性の低下、介在物の切欠効果の影響などを受け、疲労強度は低下するとされている⁽³⁴⁾が、歯車でピッチングなどの面疲労強度は、硬さが高い方が上昇するとされている^{(35)~(37)}。ただ、面疲労強度には多くの要因が影響するとされており、材料側の要因では、表面粗さ、硬さ、残留応力、残留オーステナイト、負荷側の要因では接触荷重やすべり、潤滑油が重要な因子と考えられる⁽³⁸⁾⁽³⁹⁾。

このような面疲労強度に関して、歯車の表面改質法として最も多用される浸炭焼入れや浸炭窒化焼入れについては、上記の各種影響因子について解析、研究され、寿命向上に関する提案を含めて数多くの研究例が報告されている⁽⁴⁰⁾。しかし、高周波焼入材の面疲労強度に関する研究例は少なく、硬化層深さ、合金元素の影響について報告されているものの^{(41)~(43)}、その損傷形態と疲労強度の関係については、十分に解明されているとはいえない。さらに、SRIQ材に関する研究例となると、見当たらない。

そこで、本節では、歯面の接触負荷状態を再現できるローラーピッチング試験機を用いて、SRIQを施した試験片、および比較材として浸炭焼入材の面疲労強度におよぼす材質、硬さ分布、残留応力の影響について検討する。また、焼戻効果についても検討する。そして、面疲労強度に影響をおよぼすと考えられる表面硬さ、残留応力の効果を明らかにするとともに、面疲労のメカニズムに関する考察を行ったので、以下にその結果を報告する。

第 5 章

4.2 実験方法

表 5 - 4 に供試鋼の化学成分を示す，SRIQ には S45C 鋼，S53C 鋼を用い，浸炭焼入れには SCM420 鋼を用いた．なお，S45C 鋼および S53C 鋼ともに前熱処理としては，調質処理（炉加熱で 900（1127K）焼入れ，600（873K）焼戻し）を行った．

図 5 39 に実験に用いた二円筒タイプのローラーピッチング試験状況を示し，図 5 40 に試験片 / 小ローラー（26mm）の形状を示す．相手ローラーには浸炭焼入材（SCM420 鋼，130）を用いた．

図 5 41 に SRIQ の熱サイクルを示す．SRIQ は，高出力短時間加熱制御が可能な高周波発振器（200kHz / 1000kW）を用いて，予加熱，放冷，本加熱，冷却の順に行い，硬化層深さが 0.8，1.3，1.8，2.4mm の 4 水準の試験片を作製した．なお，S45C 鋼，S53C 鋼とも同一条件で SRIQ を施した．

次に，焼戻しの影響を評価するため，SRIQ 後，炉加熱により，160，200（433，473K）× 1hr の焼戻し処理を行った．比較材として評価した浸炭焼入材は 910（1183K）で予熱，浸炭，拡散処理を行い，840（1113K）にて均熱処理後油焼入れを行った後，炉焼戻し（160（433K）× 1hr）した．

熱処理を行った試験片について，26 中央部の軸方向（L）断面でのマイクロビッカース硬度測定（荷重 2.94N），光学顕微鏡による組織観察を行った．また，深さ方向の残留応力分布の測定は，微小部 X 線応力測定装置（CrK α ，回折面(211)，測定ビーム径 1mm）を用いて試験片表面を，逐次，電解研磨により除去しながら実施した．

面疲労試験は，ローラーピッチング試験機（最大荷重 38kN）を用い，面圧：3460MPa，すべり率：40%，潤滑油：ニッサン ATF マチックチフルード D，油温：80（357K），回転数：1500rpm の条件で行い，破断回数からワイブル分布を求めた．破壊した試験片については走査型電子顕微鏡(SEM)により破面観察を行った．

Table 5-4 Chemical compositions

	wt%						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
S45C*	0.44	0.17	0.68	0.12	0.02	0.029	0.017
S53C*	0.56	0.23	0.70	0.13	0.02	0.021	0.025
SCM420**	0.22	0.25	0.79	1.16	0.16	0.020	0.016

* for SRIQ ** for Carburizing

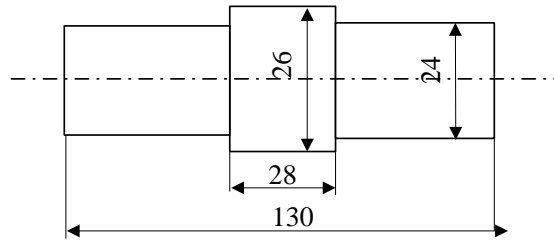
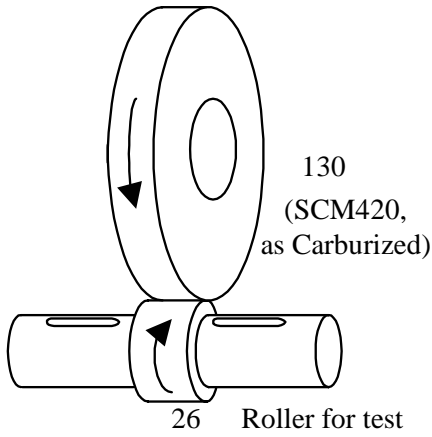


Fig.5-39 Schematic figure of roller pitting fatigue test Fig. 5-40 Specimen configuration

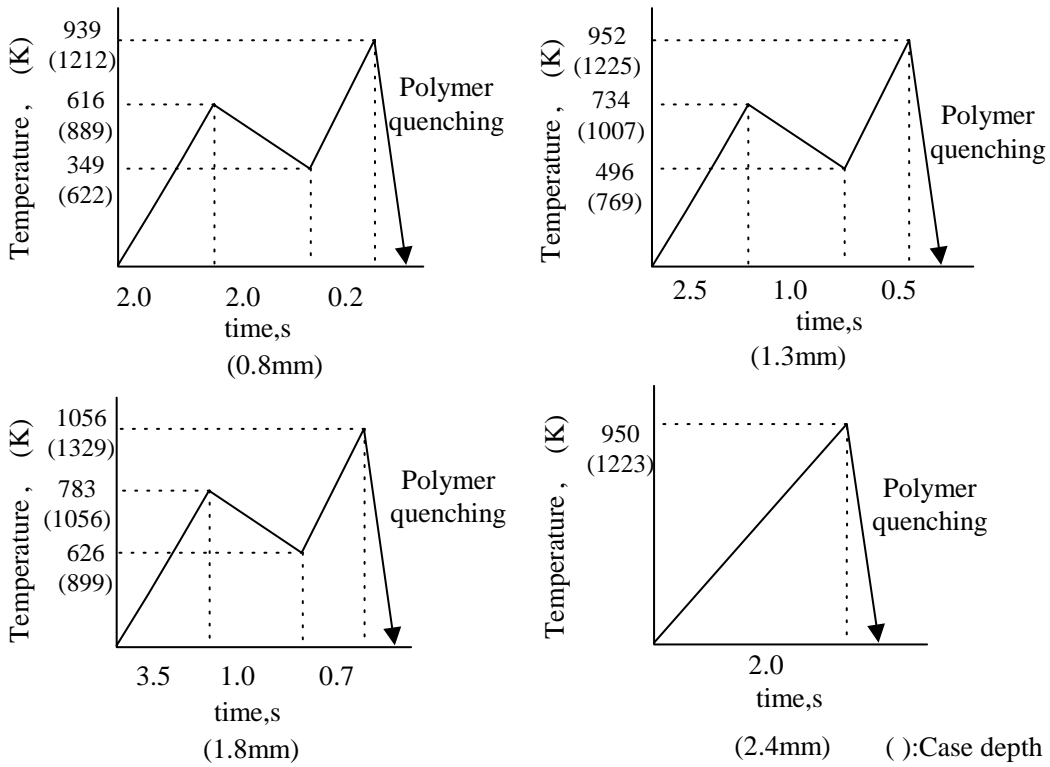


Fig. 5-41 Heating cycles of SRIQ

第5章

4.3 実験結果

4.3.1 残留応力および硬さ分布におよぼす超急速短時間加熱焼入れの影響

図5-42に4種類の硬化層深さを有するようにSRIQを施したS45C鋼，S53C鋼のローラーピッチング試験片の断面硬さおよび残留応力分布を示す．図5-43には浸炭焼入材の断面硬さおよび残留応力の分布を示す．上段が硬さ分布，下段が残留応力分布の測定結果である．

S45C鋼のSRIQ後の表面硬さは750HVに対し，S53C鋼は850HVと高い値が得られた．一方，S45C鋼，S53C鋼とも，硬化層深さの違いによる表面硬さの差は見られなかった．圧縮残留応力は最大値がS45C鋼で-1100MPa，S53C鋼で-850MPaと高い値が得られ，その値は硬化層深さが深くなるのにもとない小さくなった．一方，浸炭焼入材の硬さは730HVであり，残留応力は-300MPaとSRIQ材に比べて低い値を示した．

図5-44はS45C鋼の硬化層深さ1.3mm材での焼炭温度と硬さ，残留応力の関係を示したもので，焼炭温度が高くなるのにもとない，硬さ，残留応力とも低下した．

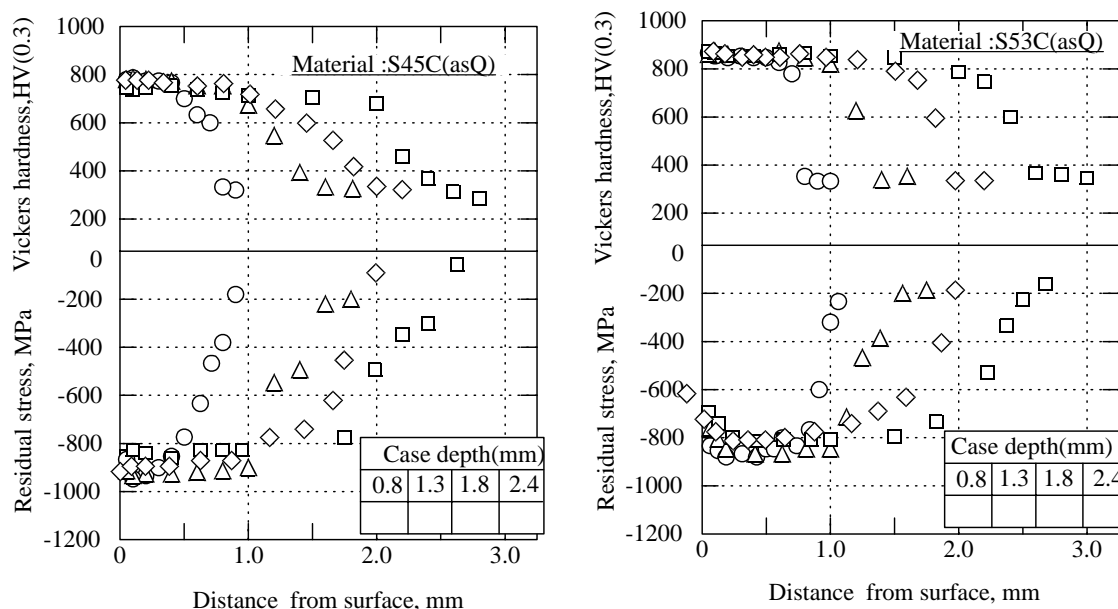


Fig. 5-42 Hardness and residual stress distributions of SRIQ materials

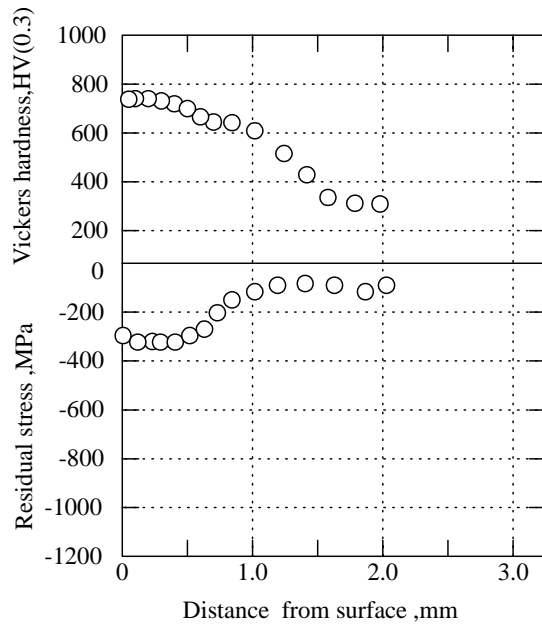


Fig. 5-43 Hardness and residual stress distributions of carburized material (SCM420)

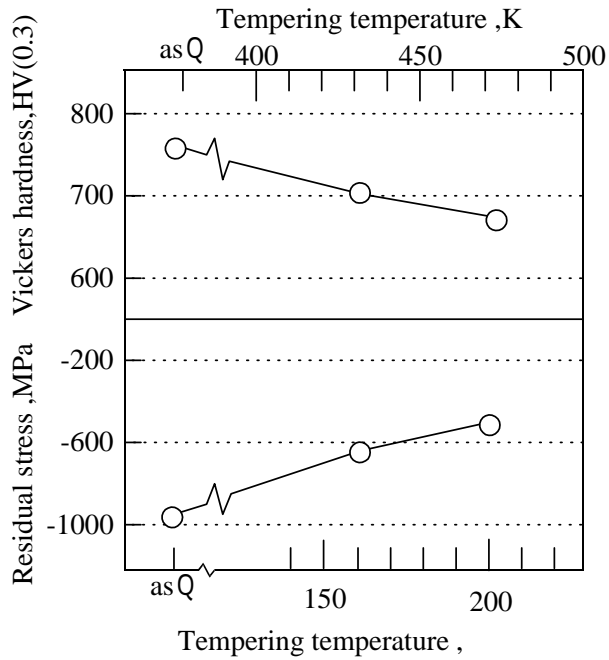


Fig. 5-44 Relation between tempering temperature and hardness, residual stress of SRIQ materials (S45C, Case depth=1.3mm)

4.3.2 ローラーピッチング試験での破壊形態

ローラーピッチング試験を実施した結果，SRIQ を施した S45C 鋼，S53C 鋼の種々の硬化層深さでの試験片は，図5 45 に示す2種類のいずれかの破壊形態を示した．

図5 45 (a)は，硬化層深さが 0.8mm(S45C)と浅い場合に生じた破壊形態で，はく離部の一部表面が試験片部より浮いている様子が見られ，図5 45 (a)下図に示すように，き裂が試験片外周部から 0.8mm 程度の位置に円周に沿って存在することがわかった．すなわち，この例の破壊は，内部からき裂が発生して進展し，表面のはく離に至る内部起点型破壊，すなわち典型的なスポーリング破壊と考えられる．

図5 45 (b)は硬化層深さが 1.3mm (S45C)と深い場合に生じたもので，一般的なピッチング破壊と同様の矢尻形を示した．図5 45 (b)下図に示す断面観察結果では，き裂が表面から内部に向かって徐々に深く進展していた．これらの結果から，この例の破壊は，き裂が表面起点で発生し内部に進展する表面起点型破壊と考えられる．

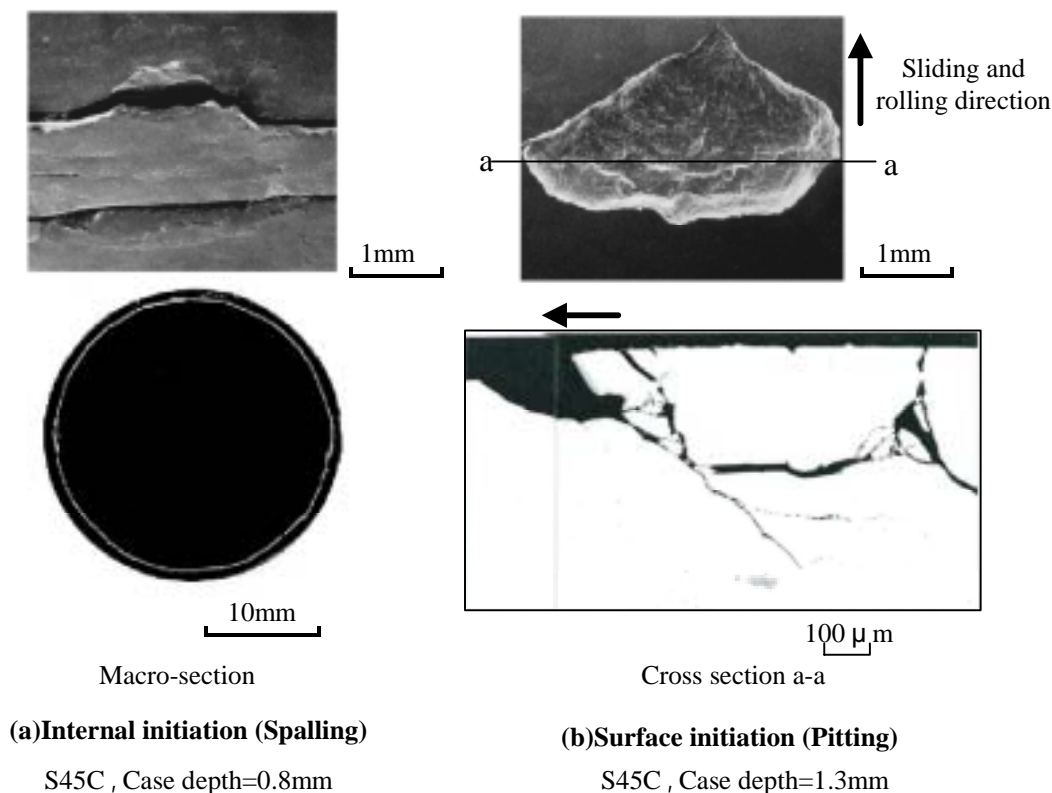


Fig. 5-45 Fracture surface and section profile of two types of pitting failure

4.3.3 ローラーピッチング試験結果

図5 46に、種々の硬化層深さを有するSRIQを行ったまま(as Q)のS45C鋼, S53C鋼および浸炭焼入れのままのSCM420鋼でのローラーピッチング試験結果をワイブル分布として示す。

次に、図5 47に、SRIQ後の焼戻温度を変化させたS45C鋼(硬化層深さ1.3mm)の試験結果を示す。

また、図5 48は、図5 46をもとにSRIQ材の硬化層深さとピッチング寿命(L_{50})、残留応力、硬さの関係をまとめて示す。S45C鋼, S53C鋼ともに、面疲労寿命は、硬化層深さ1.3mm材が最も高く、硬化層深さが深くなると短くなった。このように、1.3mm材の寿命が長かったのは、図5 48より、圧縮残留応力の絶対値が同2.4mm材より100MPa大きい値を示すためと考えられる。一方、硬化層深さ0.8mm材では、高い圧縮残留応力が存在するにも関わらず、面疲労寿命は短くなった。これは、前述のように硬化層深さ0.8mm材の場合は、内部起点型破壊のため、表面部の高い圧縮残留応力が疲労強度向上に寄与しなかったものと考えられ、この内部破壊発生機構については後述する。

このように、面疲労強度は、硬さや圧縮残留応力が高くなると向上することがわかった。

図5 49にS45C鋼(硬化層深さ1.3mm材)での焼戻温度と硬さ、ピッチング寿命の関係を示す。焼戻温度が高くなると面疲労寿命が短くなった。これは、焼戻しにともなう硬さおよび残留応力の低下が原因と考えられる。

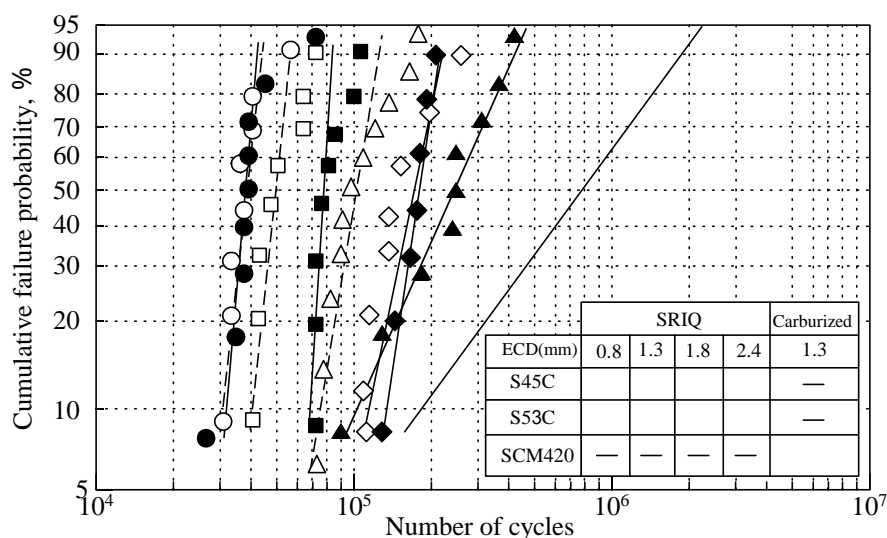


Fig. 5-46 Roller pitting test results of SRIQ materials(S45C, S53C as Q) and carburized material (SCM420)

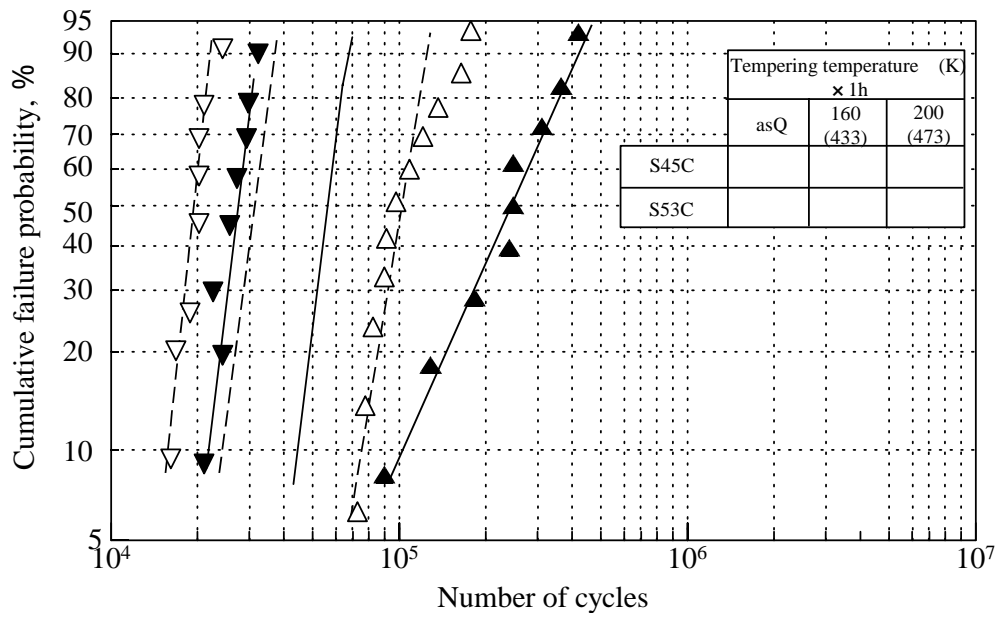


Fig. 5-47 Roller pitting test results of SRIQ materials(S45C as tempered)

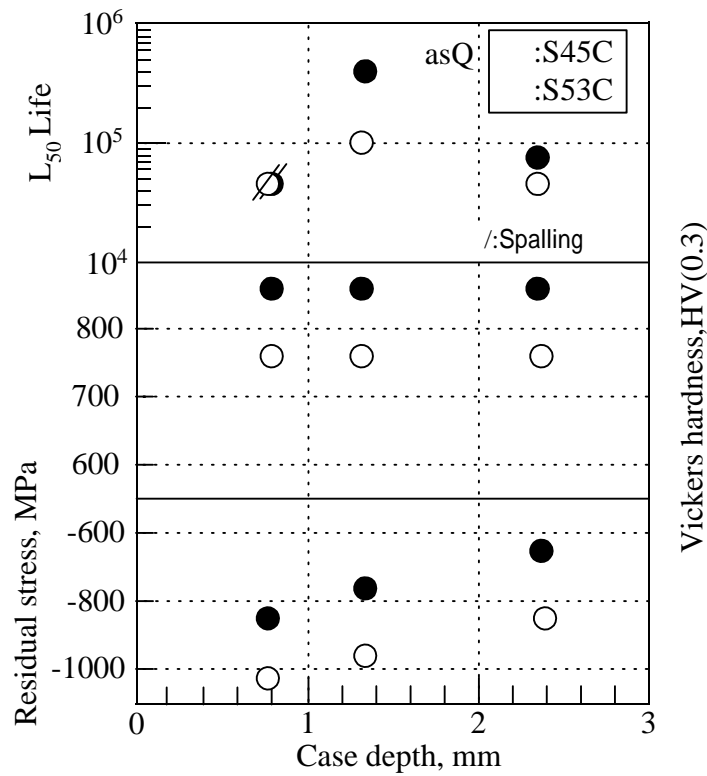


Fig. 5-48 Relationship between case depth and residual stress, hardness, L_{50} life of SRIQ materials (S45C, S53C / as Q)

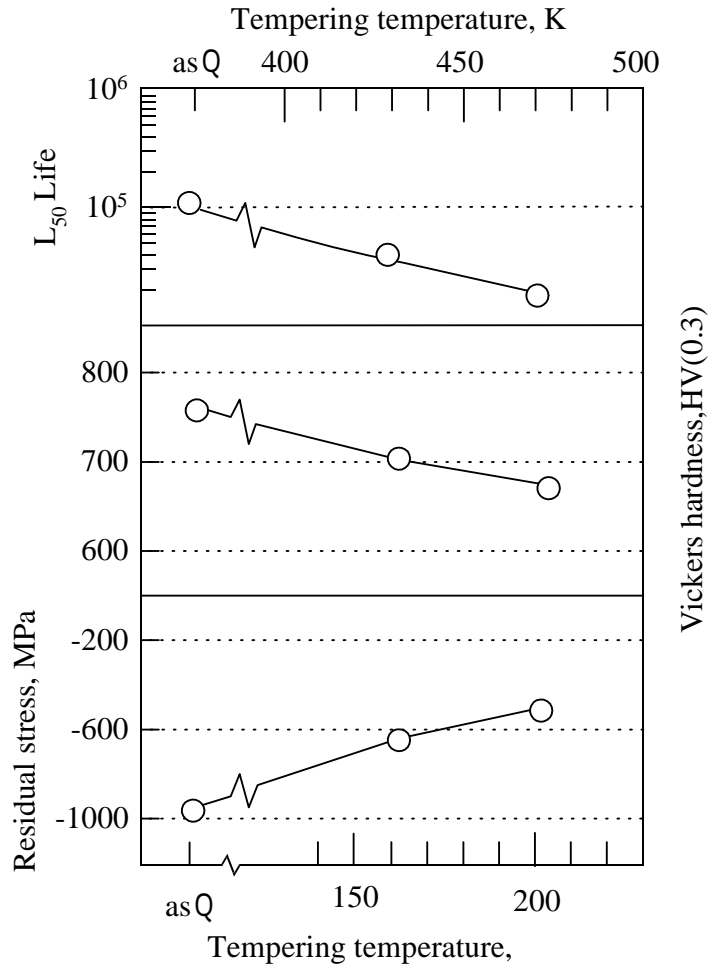


Fig. 5-49 Relationship between tempering temperature and residual stress, hardness, L_{50} life of SRIQ materials (S45C ,Case depth =1.3mm)

第5章

4.4. 考察

4.4.1 内部起点破壊の要因

図5-45(a)で、硬化層が浅い0.8mmの場合に内部破壊が起きることを示したが、以下でその理由について検討する。一般に歯車の歯面における損傷は、ヘルツの弾性接触論を適用して得られるせん断応力 P が材料のせん断強度 σ_0 を超えることにより発生するとされている。そこで、本試験条件下でのせん断応力と材料強度の関係を求めた。

ローラーピッチング試験において、小ローラーの表面から深さ z において発生するせん断応力 $P(z)$ は、図5-50に示す模式図のように表され、(5-3)式によって与えられる⁽⁴⁴⁾。

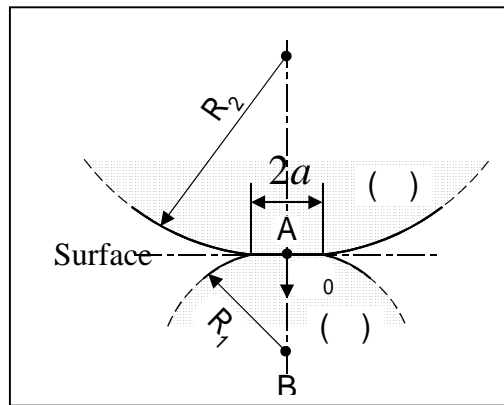


Fig. 5-50 Schematic illustration of shear stress under roller pitting test

$$P(z) = \sigma_0 \left(\frac{z}{a} - \frac{z^2}{a \sqrt{a^2 + z^2}} \right) \quad (5-3)$$

ここで、接触部の長さ a は(5-4)式で与えられる。

$$a = \pi \frac{R_1 R_2}{R_1 + R_2} \cdot \frac{1 - \nu_p^2}{E} \quad (5-4)$$

R_1 : 小ローラーの半径

R_2 : 大ローラーの半径

$2a$: 接触部の長さ

σ_0 : 接触部の最大面圧(MPa)

E : ヤング率 : $E (206 \times 10^3 \text{ (MPa)})$

ν_p : ポアソン比 : (0.30)

図5 5 1 に , (5-3)式を用い , 今回の試験面圧 $\sigma_0 = 3460 \text{ MPa}$ での小ローラーのせん断応力分布を求めた結果を示す .

次に試験片の材料強度としてのせん断強度 を求めた⁽⁴⁵⁾ . 一般に硬さ HV から求められる引張強さ σ_{HV} は , (5-5) , (5-6)式で表される .

$$368 \text{ HV 以下の場合} : \sigma_{HV} = (HV - 87.2) / 0.4242 \quad (5-5)$$

$$368 \text{ HV 以上の場合} : \sigma_{HV} = (HV + 10) / 0.3262 \quad (5-6)$$

また , 残留応力 σ_{SR} は引張強さ σ_T に対して等価に作用するとされているので , 材料強度 σ_T は(5-7)式で求めることができる .

$$\sigma_T = \sigma_{HV} - \sigma_{SR} \quad (5-7)$$

引張強さとせん断強度 の関係は $\tau = \sigma_T / 2$ であるので , せん断強度 は(5-8)式で求められる .

$$\tau = (\sigma_{HV} - \sigma_{SR}) / 2 \quad (5-8)$$

以上の計算式により求めた深さ方向のせん断応力 P (試験面圧 3460 MPa) 分布とのせん断強度 (S45C / as Q , 硬化層深さ 0.8 , 1.3 , 2.4mm 材) 分布を図5 5 1 に示す . 各硬化

第5章

層深さとも硬化層部分では、試験面圧によるせん断応力に対し十分な材料強度を示すが、硬化層深さ 0.8mm では深さが浅く、表面より 0.8mm 深さ（硬化層と非硬化層の境界）でのせん断応力がせん断強度を上回ることがわかった。このことから、図5-51で示したように、硬化層深さ 0.8mm の試験片では内部起点のスポーリング破壊が発生したものと考えられ、内部破壊起点位置も一致している。

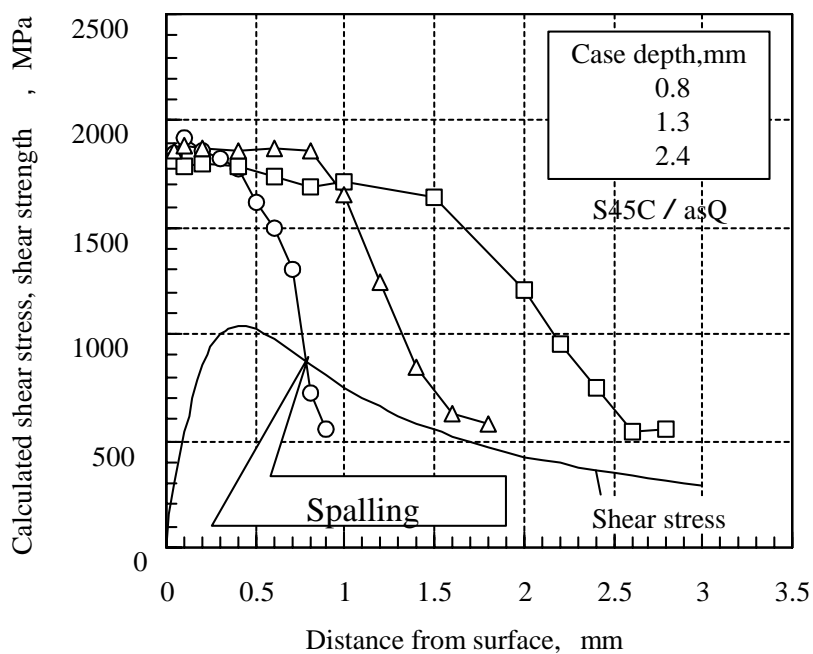


Fig. 5-51 Relationship between calculated shear stress and shear strength

4.4.2 表面起点破壊の要因

4.4.2.1 残留応力の影響

前項の図 5.5.1 をもとに，SRIQ 材の硬さ，残留応力とローラーピッチング試験における面疲労寿命 (L_{50}) との関係を整理し，図 5.5.2，図 5.5.3 に示す。

残留応力の影響を示す図 5.5.2 から，SRIQ 材の L_{50} 寿命は，S45C 鋼，S53C 鋼ともに，圧縮残留応力の絶対値に比例して長くなり，S53C 鋼の方が，S45C 鋼より長いことがわかった。

硬さの影響を示す図 5.5.3 から， L_{50} 寿命は，S45C 鋼で，硬さが高くなるにともない長くなるが，HV880 の S53C 鋼と比べると，硬さの差が 100HV あるものの，寿命の差は小さく，若干 S53C 鋼が長い程度であった。

以上のように，SRIQ 材において，硬さ，圧縮残留応力が，面疲労寿命向上に基本的には寄与することがわかったが，その効果については複雑であり，たとえば，試験前の硬さと圧縮残留応力だけでなく，試験中，試験後の硬さや圧縮残留応力の影響についても考察する必要があると考えられ，以下で検討する。

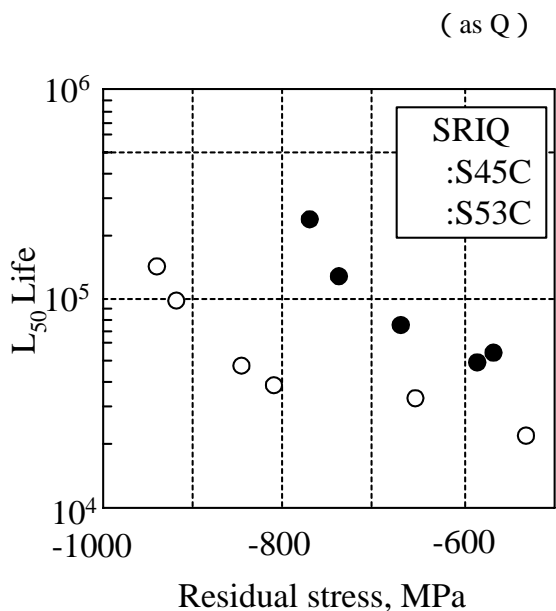


Fig.5-52 Relationship between residual stress and L_{50} life of SRIQ materials (S45C, S53C)

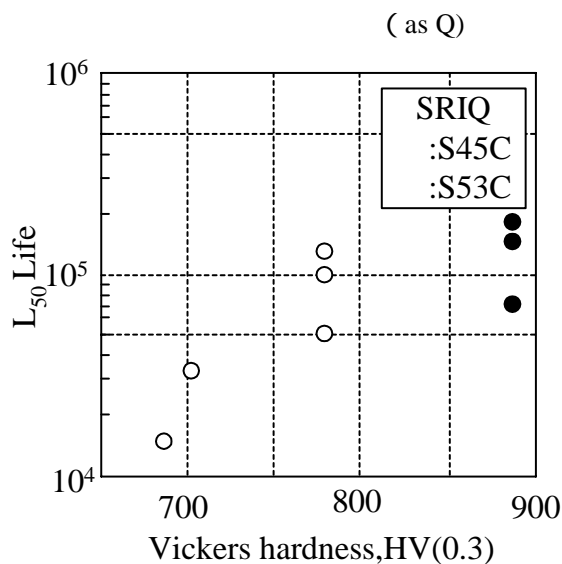


Fig. 5-53 Relationship between hardness and L₅₀ life of SRIQ materials (S45C, S53C)

4.4.2.2 焼戻軟化抵抗性の影響

前節で述べた SRIQ 材だけでなく、浸炭焼入材でも面疲労寿命におよぼす硬さと圧縮残留応力の影響について一義的に議論するのは難しい。すなわち、図 5-4-2、図 5-4-3 に示したように、浸炭焼入材では、SRIQ 材に比べて、硬さ、圧縮残留応力とも低い値を示すにもかかわらず、図 5-4-6 に示したように、高い面疲労寿命を示すことがわかった。

以下で、この点について考察する。

一般にピッチング寿命には接触面が発熱、軟化することから、焼戻軟化抵抗が大きな方が有利とされている⁽⁴⁶⁾。そこで、今回の試験においても、材料の軟化挙動と面疲労寿命の関係を検討した。

まず、ローラーピッチング試験前後の硬さ分布を測定した結果、図 5-5-4 に示すように、試験前は S45C 鋼で 780HV、S53C 鋼で 880HV だった硬さが、試験後はともに最表面付近が 600HV 程度に低下していることがわかった。これは、試験中には、潤滑油で冷却しているにもかかわらず、接触面圧が高いこともあり、接触面の発熱により、試験中に、い

わば焼戻しが進行して軟化したためと考えられる。

そこで、次に 700HV が得られる焼戻温度を求めるために、SRIQ した S45C 鋼の焼戻性能線図（炉加熱，加熱時間 3600s）を作成した。なお，焼戻時間の設定は，図 5 4 6 の S45C 鋼のローラーピッチング試験時間に相当する 3600s を設定した（寿命 10^5 サイクル / 回転数 1500rpm 3600s）。その結果，図 5 5 5 に示すように，焼戻温度が約 227（500K）であることがわかった。

このように硬さから焼戻温度が推定されたことから，これを，接触面温度を実測して証明できれば良いが，試験（接触）開始とともに，瞬間的に温度上昇する可能性があるともされており，温度実測は困難と考えられている。そのため，木南らは，ローラーピッチング試験中の温度変化を FEM 解析しており⁽⁴⁷⁾，その結果，図 5 5 6 に示すように，試験片表面温度が約 227（500K）でほぼ平衡することを算出しており，硬さから推定した焼戻温度と一致した。

すなわち，ローラーピッチング試験中のローラーの接触により，試験片の温度は約 227（500K）まで上昇するため，焼入材は焼戻しされ，硬さ（材料強度）が低下することがわかった。

そこで，同じ焼戻軟化現象が，浸炭焼入材にも生じているかどうかを明らかにするために，浸炭焼入れした SCM420 鋼についても，焼戻性能線図を求めた。その結果，図 5 5 7 に示すように，浸炭焼入材は高い焼戻軟化抵抗を示し，227（500K）に焼戻した場合，同じ温度に焼戻した SRIQ 材の S45C 鋼（600HV）より高い 700HV 以上の高硬さを維持することがわかった。このように浸炭焼入材に用いた SCM420 鋼の方が焼戻軟化抵抗性が高かったのは，S45C 鋼に比べ，表面（浸炭部）が高炭素であることと，Cr や Mo といった焼戻軟化抵抗性の高い元素が添加されているためと考えられる。

これらの結果から，ローラーピッチング試験中の温度上昇により焼戻しが徐々に進行しても，浸炭焼入材は焼戻軟化抵抗性が高く，SRIQ 材より高い硬さ（材料強度）を維持することから，より高い面疲労寿命を示すことがわかった。

したがって，このような焼戻軟化現象は，高周波焼入れである SRIQ や浸炭焼入れという表面強化手法の問題というよりは，表面炭素量以外はむしろ素材の材質の問題と考えられることから，SRIQ 材においても，高い焼戻軟化抵抗を有する合金元素を含む素材を用いれば，面疲労寿命を向上させることが可能と考えられる。

そこで，筆者らは，焼戻軟化抵抗効果が期待される Si を添加することにより，ローラ

第5章

ーピッチング試験中の焼戻しによる面疲労寿命低下の抑制を目指した研究を行った結果，
 図5 58，図5 59に示すように，予想通り，面疲労寿命が向上することを明らかに
 している⁽¹⁶⁾。

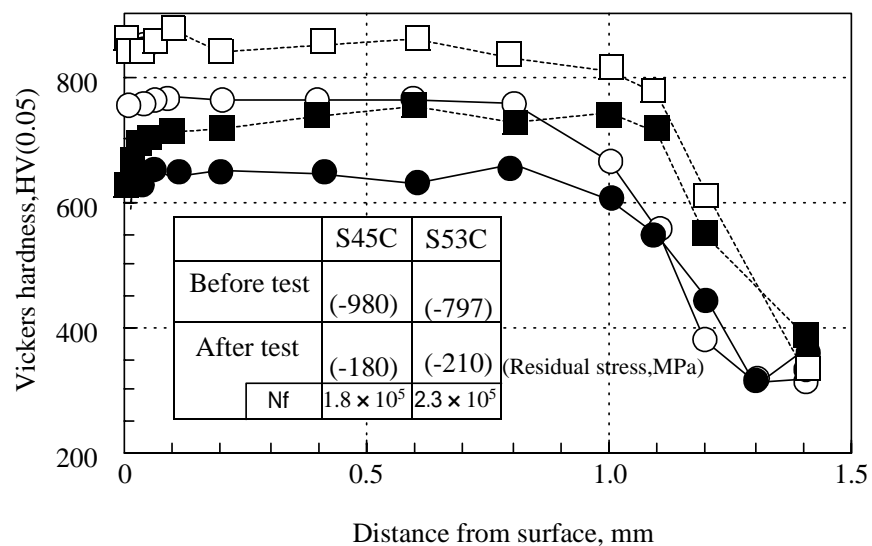


Fig. 5-54 Hardness distribution and residual stress of before and after roller pitting test

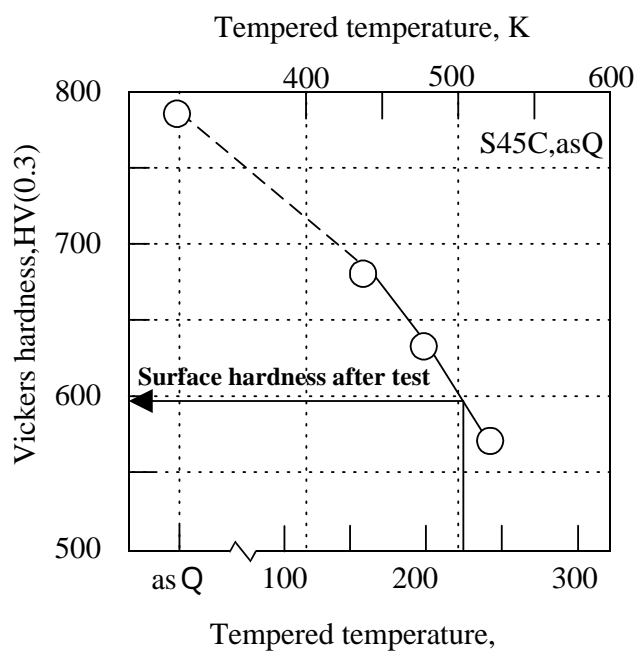


Fig. 5-55 Influence of tempering temperature on hardness of SRIQ material (S45C)

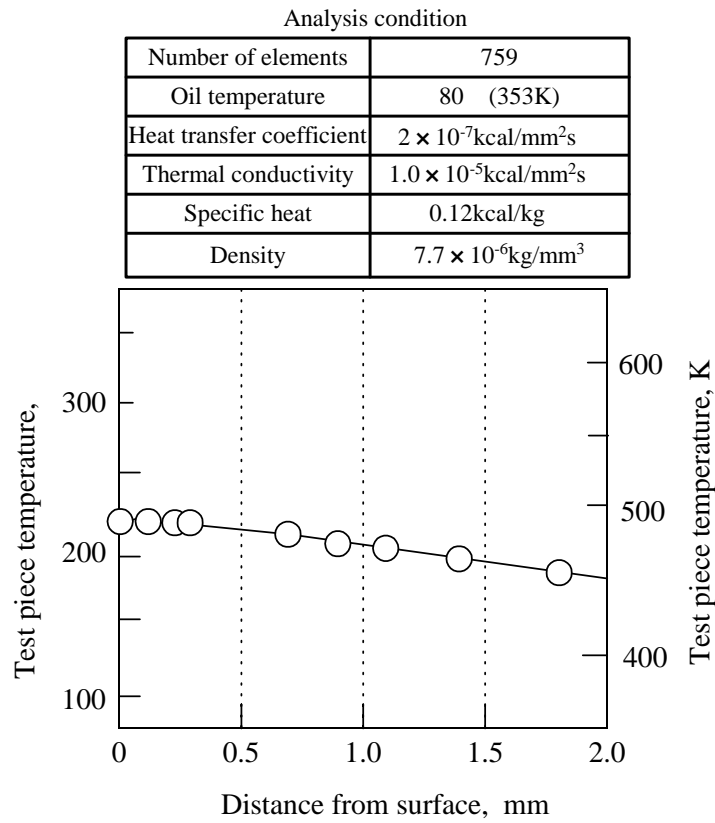


Fig. 5-56 Test piece temperature distribution under roller pitting test by FEM⁽⁴⁷⁾

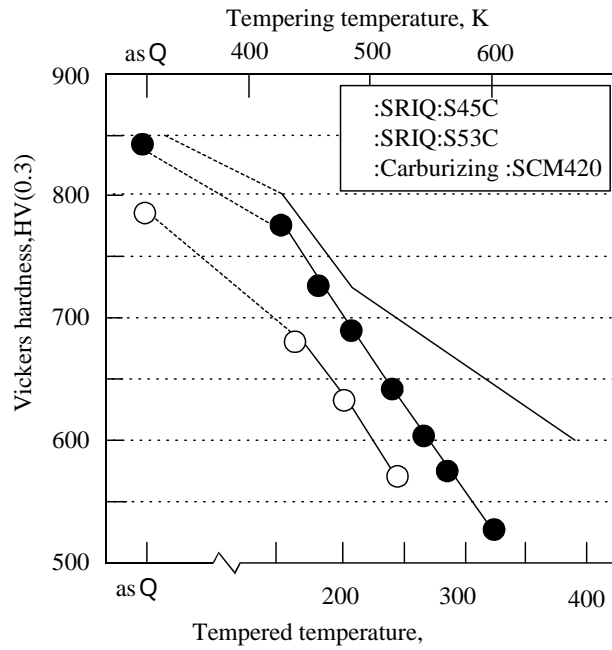


Fig. 5-57 Influence of tempering temperature on hardness of SRIQ material (S45C) and carburized (quenched) material

第 5 章

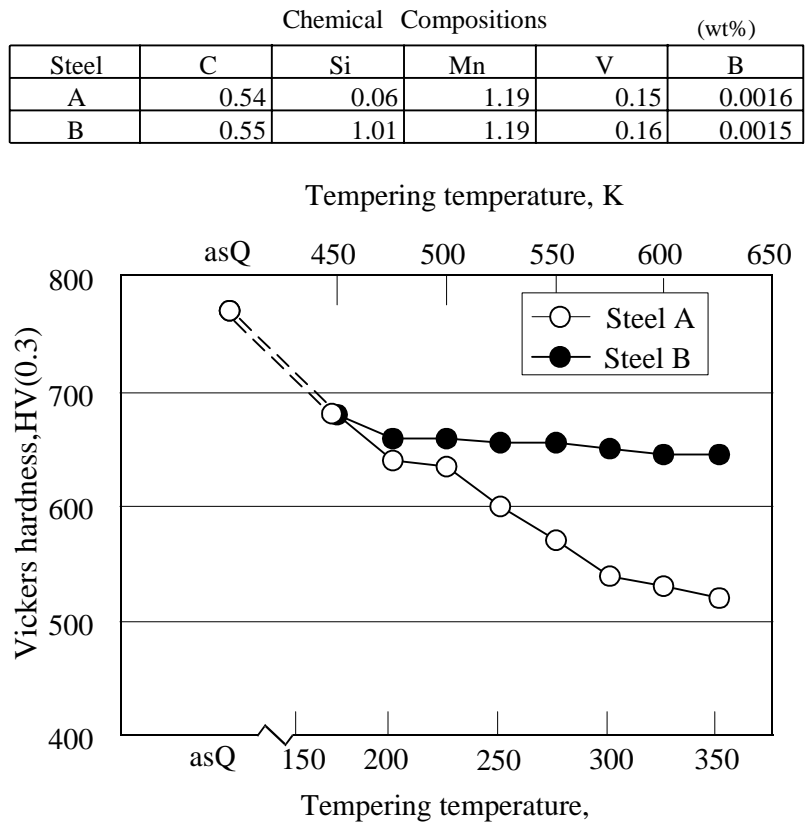


Fig. 5-58 Influence of Si % of steel on tempering hardness of induction hardened materials⁽⁴⁸⁾

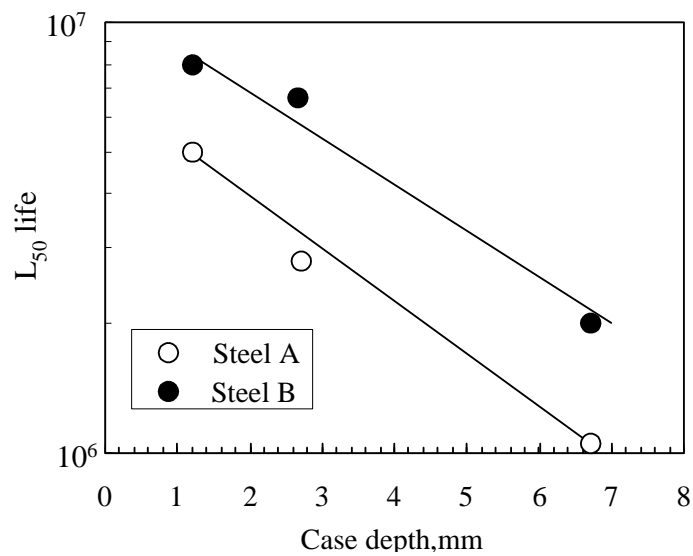


Fig. 5-59 Influence of Si % of steel on L_{50} life of induction hardened materials⁽⁴⁸⁾

4.4.2.3 ピッチング破壊発生機構

次に、600HV でピッチング破壊が発生する機構について検討した。

図5 60にSRIQを施したS45C鋼(硬化層深さ1.3mm)の試験後の組織を示す。この図より、最表面近傍には多数のき裂の存在が確認され、表面からすぐ内側の0.3mm位置には荷重方向と約90°の角度をなす縦縞状組織が観察された。この組織は、ひずみ集中とそれとともに発熱が原因で、フェライトと考えられる白色帯とセメントタイトをともなう疑似パーライトと考えられる板状組織と筋状組織に変化した組織であると考えられている⁽⁴⁹⁾。この組織が存在する位置は、図5 51に示したヘルツの最大せん断応力発生位置(0.3mm)とほぼ一致していることがわかった。

また、図5 45 (b)下図の破断面の写真より、破壊は最表面近傍から発生し進展しているが、表面からすぐ内側からも同様に破壊が進行している様子がうかがえ、上記の傾向と一致した。

これらのことから、試験片の最表面近傍においては、試験時の接触とともに発熱による焼戻しによって表面硬さ、残留応力が低下するためにき裂が発生し、また、表面からすぐ内側のヘルツ最大剪断応力発生位置においても、負荷応力により組織変化が生じるためにき裂が発生しており、この両位置から発生したき裂が進展し、連結して、ピッチング破壊に至ったと考えられる。

また、ヘルツの最大せん断応力位置で破壊することについては、図5 54で求めた試験後の硬さおよび残留応力から、(5-8)式を用いて材料のせん断強度を計算すると、1025MPaとなり、この値が、今回のローラーピッチング試験条件でのヘルツの最大せん断応力1100MPaを下回ることから、計算上も発生しうると考えられる。

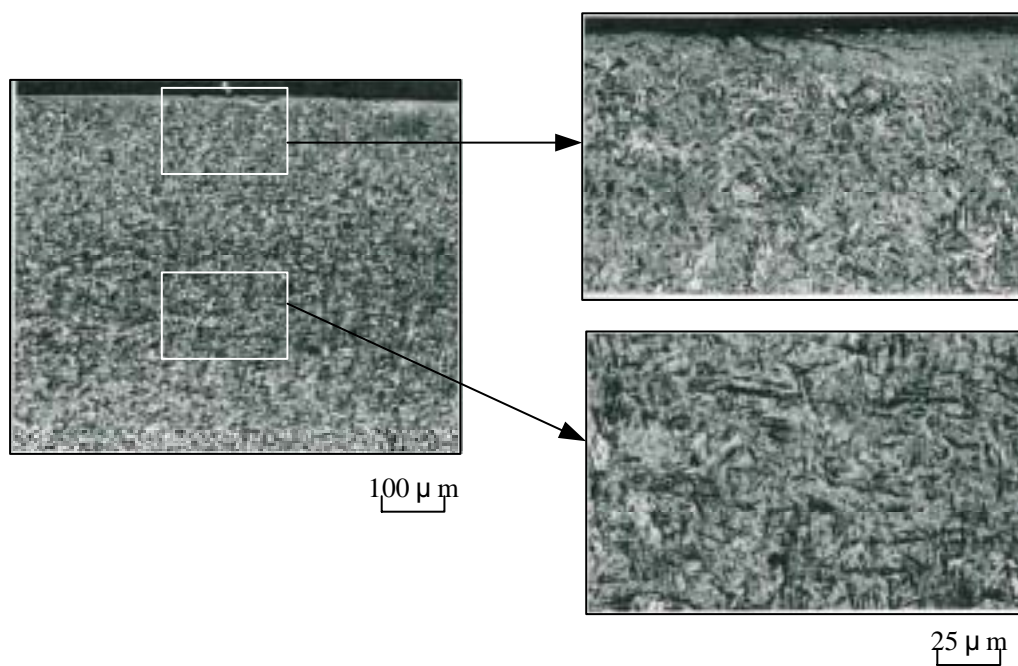


Fig. 5-60 Microstructure of SRIQ (S45C) specimen after roller pitting test

4.5 結言

本節では、ローラーピッチング試験機を用いて、超急速短時間加熱焼入れ (SRIQ) を施した S45C 鋼、S53C 鋼の面疲労寿命におよぼす材質、硬化層深さ、焼戻しの影響について、浸炭焼入材 (SCM420 鋼) とも比較しながら検討し、超急速短時間加熱焼入れによる表面の高い硬さ、高い圧縮残留応力の効果を評価し、ピッチング破壊機構について考察を加えた。

得られた結果を以下に示す。

- (1) 超急速短時間加熱焼入れを施した試験片の破壊形態は、基本的にはピッチング破壊を示し、最表面とそのすぐ内側 (ヘルツの最大せん断応力位置) の表面近傍でき裂が発生して破壊が進行し、その寿命は、試験中の減衰も含めて超急速短時間加熱焼入れ後の圧縮残留応力、硬さの影響を受け、その値が高い方が長くなった。
- (2) 一方、硬化層が浅い超急速短時間加熱焼入材の場合 (本試験では 0.8mm)、硬化層と非硬化層境界で材料強度以上のせん断応力が作用することにより内部破壊 (スポ - リング破壊) が発生し、それが疲労寿命が短くなった原因と考える。
- (3) 浸炭焼入れした SCM420 鋼と比較して、超急速短時間加熱焼入れを施した S45C 鋼、S53C 鋼が低い面疲労寿命を示したが、これは、SCM420 鋼の浸炭焼入材が Cr、Mo を含み、浸炭後、炭素量も増加して焼戻軟化抵抗が高いことから、ローラーピッチング試験中の試験片の温度上昇による焼戻しの進行が、焼戻軟化抵抗元素を含まない超急速短時間加熱焼入れを施した S45C 鋼、S53C 鋼に比べて抑制され、より高硬さを維持したためと考えられる。
- (4) このことは、超急速短時間加熱焼入材でも焼戻軟化抵抗性の高い元素 Si を添加した素材を用いることによって、ローラーピッチング試験中の焼戻しによる硬さの低下が抑制され、面疲労寿命が向上することから、高周波焼入れ (超急速短時間加熱焼入れを含む) や浸炭焼入れという表面強化法よりは、素材材質の課題として改善可能と考えられる。

第5章

参考文献

- (1) 土方利夫, 水馬克久: 歯車の高周波焼入れについて, 高周波熱錬(株)社内資料:
(1956), 1-13.
- (2) 内藤秋夫: 特殊鋼, 34-7, (1985), 56-58.
- (3) Bernard Pittion: Tait Therm, 282, (1995), 61-67.
- (4) George F. Bobart: Industrial Heating, 62-3, (1995), 55-59.
- (5) C. Leroux: Tait Therm, 282, (1995), 61-67.
- (6) 梅垣俊造: 熱処理, 38-5, (1998), 283-288.
- (7) 西田和彦: 熱処理, 35-6, (1995), 312-317.
- (8) 鮎谷清司: 機械設計, 22-1-4, (1978), 33-40.
- (9) 岡田義夫: 電気製鋼, (1992), 41-49.
- (10) 椋澤均: 熱処理, 39-3, (1999), 135-141.
- (11) 別府正昭, 松島安信: 熱処理, 34-2, (1994), 87-92.
- (12) G. D. Pfaffmann: Materials Science Forum, 102-104, (1992), 345-364.
- (13) W. Schwenk: Werkstattstechnik, 80, (1990), 609-610.
- (14) 松原洋一: 金属臨時増刊号, (1989), 11-15.
- (15) David P. Davis: HEAT TREATING, 24, (1992), 38-46.
- (16) John. M. Storm, Michel. R. Chaplin: HEAT TREATING, (1987), 30-35.
- (17) Y. Misaka, Y. Kiyosawa, K. Kawasaki, T. Yamazaki and W. O. Silverthorne: SAE
TECHNICAL PAPER SERIES 970971, (1997).
- (18) 例えば 歯車強さの設計資料: 日本機械学会, (1979), 丸善.
- (19) 例えば 米谷茂, 中尾秀敏, 伍尚礼: 熱処理, 26-6, (1986), 398-404.
- (20) 熱処理技術入門: 日本熱処理技術協会, (2000), 大河出版.
- (21) 早山徹: 慶応義塾大学学位論文, (1973).
- (22) Niemann G., und Richter W: Konstruktion, 12-7, (1960), 272.
- (23) 井口信宏, 横田清義, 三輪敬之: 日本金属学会, 30-3, (1996), 255.
- (24) 例えば中村 宏: “高周波焼入れと疲労強度”, (1969), 日刊工業新聞社.
- (25) 井上幸一郎, 紅林豊: 電気製鋼, 73-1, (2002), 67-72.
- (26) 伊藤誠司, 蟹澤秀雄, 三阪佳孝, 川寄一博: 材料とプロセス, 11, (1998), 550.

- (27) 例えば,中村宏,恒成利康,堀川武,岡崎章三:機械の疲労寿命設計,養賢堂,(1983), 137-139.
- (28) 成瀬長太郎:歯車の基礎と設計,(1988),養賢堂.
- (29) 米谷茂,磯田繁雄:鉄と鋼,75-8,(1989),126-133.
- (30) 三角正明,大久保雅文,相沢寿幸,川崎一博:日本機械学会材料力学部門講演論文集,B,(1998),61-64.
- (31) 児玉昭太郎:材料科学,19-3,(1982),151-156.
- (32) 会田俊夫,小田哲,草野昂三郎,伊藤芳澄:日本機械学会論文集,33-252,(1949),1314-1320.
- (33) 米谷茂:残留応力の発生と対策,137-138,養賢堂.
- (34) 例えば,門間改三:鉄鋼材料学,(1972),172,実教出版.
- (35) Niemann,G.:V.D.I.,87,(1943),521.
- (36) Buckingham E,:Analytical Mechanics of Gear,(1949),526.
- (37) 福井昂:材料科学,9-3,(1972),179-185.
- (38) 鈴木智博,小川一博,堀田昇次:日本機械学会論文集65-637C,(1999),287-292.
- (39) 灰塚正次,成瀬長太郎,為永章,根本良三:日本機械学会シンポジウム講演論文集,(1994),225-228.
- (40) 例えば,木村利光,田中秀明,中村貞行:電気製鋼,69-1,(1998),7-15.
- (41) 藤田公明,吉田彰,安藤滋,太田一忠:日本機械学会論文集,44-387C,(1982),876-885.
- (42) 木村篤良,高田勝典:電気製鋼,59-1,(1988),27-32.
- (43) 佐々木敏美,山田俊宏:熱処理,15-1,(1975),25-29.
- (44) 内藤武志:浸炭焼入れの実際,(1979),220-222,日刊工業新聞社.
- (45) 久松定興:ショットピーニング技術協会シンポジウム,(1990),25-40.
- (46) 坂本和夫,福住達夫,上野英生:三菱製鋼技報,30,(1996),1-10.
- (47) 木南俊哉,中村貞行:材料とプロセス,10,(1997),472.
- (48) 井上幸一郎,中村貞行:電気製鋼,71-1,(2000),19-28.
- (49) A.P.Voskamp, E. J. Mittemeijer,:Metallkd,88-4,(1997),310-320.

第6章 総括

本研究は、加熱時間が数～数10sの従来の高周波焼入れに比べて1s以内と極めて短い超急速短時間加熱焼入れ(SRIQ)が可能な装置を用いて新しい高周波焼入技術の研究開発を実施する中で、SRIQ効果により極めて高い疲労強度が創成できることに着目して実施したものである。すなわち、SRIQにより得られる高い硬さ、高い圧縮残留応力、微細結晶粒が、高疲労強度化におよぼす影響をその機構も併せて基礎的に明らかにすること、および本技術を用いて輪郭焼入れした歯車の特徴、中でも疲労強度向上とその機構を明らかにすることを目的として、種々の実験研究を実施した。

まず、SRIQ材の疲労特性について、SRIQにより得られる極めて高い圧縮残留応力の生成機構を検討し、疲労き裂の発生、進展機構への影響を明らかにした。

次に、超急速短時間加熱オーステナイト()化・焼入れでの鉄鋼材料学的な特徴について、高周波焼入れ前の素材組織および超急速短時間加熱時の昇温速度と、焼入れ組織との関係を解明した。

また、従来の高周波焼入れでは、ほとんど対象にできなかった小型歯車にSRIQを施し、歯車での硬化層の形態、硬さ分布、残留応力分布、微視組織を詳細に観察し、さらに疲労強度との関係について解明を試み、従来の高周波焼入れを含む種々の表面硬化法を用いて処理した歯車の性能と比較しながら、実用的に要求される歯元曲げ疲労強度、歯面疲労強度、変形等を検証し、その向上、改善機構を明らかにした。

これらの研究から得られた結論は、各章毎に、次のようにまとめられる。

第1章「序論」では、本研究の背景と目的および本研究に関連する従来の研究を概説し、本研究の特徴を記した。

第2章「超急速短時間加熱焼入れ材の基礎的疲労特性」では、SRIQ材の疲労強度を明らかにするために、S45C鋼を供試材として、種々の硬化層深さ、切欠形状を有する試験片での回転曲げ疲労特性を評価した。

その結果、平滑試験片では、SRIQを施すことにより、表面に高い硬さと-1000MPaを超える高い圧縮残留応力が生起するが、未処理材と比較して疲労強度の向上はわずかであることを示した。これは、疲労試験において、硬化層のすぐ内側の非硬化部を起点として

第 6 章

内部破壊し、表面硬化部の高い硬さと圧縮残留応力に見合う疲労強度が得られなかったためと考察した。

一方、応力集中部を有する切欠試験片では、SRIQ を施すことにより、表面に - 2000MPa を超える高い圧縮残留応力が生じ、実応力で 2000MPa を超える極めて高い疲労強度が得られることを明らかにした。このように高い圧縮残留応力が切欠部に生起するのは、焼入過程で発生する応力が切欠部に集中して大きな塑性ひずみが生じるためと考察した。

以上の結果、応力集中部を有する歯車のような機械部品の高強度化手法として、SRIQ が極めて有効なことを明らかにした。

第 3 章「高周波焼入特性におよぼす熱処理前組織の影響」では、高周波焼入特性におよぼす熱処理前の組織(前組織)の影響を明らかにするために、S45C 鋼を供試材として、種々の前組織を有する試験片に対して、加熱温度、昇温速度を変えた高周波熱処理焼入れを施し、硬さ、微視組織を観察した。

その結果、同じ熱処理サイクルで高周波焼入れして作成した TTA (Time-Temperature-Austenitization) 線図において、均一オーステナイト()化は、調質(QT)材やフェライト(F)面積が小さい F+P (パーライト)材では容易であるが、球状化セメント材や F 面積が大きい F+P 材では、高温加熱を行っても容易ではないことがわかった。このように、(超)急速短時間加熱の場合、QT 材で最も均一化が容易であるのは、元々、炭化物(炭素)がほぼ均一分布し大きさも微細なため、加熱中の炭化物の分解と炭素の固溶が迅速に行われ、拡散均一化までの移動時間も少なく済むためと考察した。一方、球状化セメント材や F 面積の大きな F+P 材で均一化が容易でないのは、炭化物が大きいいため分解・固溶に時間がかかり、かつ基地の F 面積も大きく、拡散均一化までの移動(拡散)距離も長いと考察した。

また、このような(超)急速短時間加熱 化過程での、相変態や炭化物の分解・固溶・拡散挙動を予測するため、超急速短時間加熱焼入(SRIQ)材の組織観察とシミュレーションにより、昇温速度とセメントの最大溶解粒径との関係の定式化を試みた。

その結果、組織観察では、セメントの溶解に対しては、加熱時間より加熱温度の影響が大きく、また、溶解は 1173K 以下ではあまり進まないことを示し、これは、昇温速度が速くなるにしたがって A_{c3} 変態点が高くなり 化が遅くなることと、への炭素の拡散係数が、低い 化温度域では小さいためと考察した。そして、セメントの分解挙動をシミュレ

ーションと組織観察により比較したところ、昇温速度が低い場合はほぼ一致するが、高くなると乖離が大きくなることを示した。これは、本研究でのシミュレーションが孤立したセメント粒子を想定しているのに対して、実際はセメント粒子がお互いに近く、溶解の後半では拡散域が重なり、溶解速度が小さくなるためと考える必要があることを示唆していると考察した。

さらに、高周波焼入れの対象とされることが少ない球状黒鉛鋳鉄（パーライト地のFCD700材とフェライト（F）地のFCD400材）を供試材として、昇温速度を変えてSRIQを施し、回転曲げ疲労特性を比較した。

その結果、SRIQ時の加熱時間を長くする（加熱温度一定）ことにより、FCD400材、FCD700材とも疲労強度は向上し、FCD400材の場合、SRIQ後にもFが残存して表面硬さが低いにもかかわらず、疲労強度がFCD700材と同等であることを示した。

FCD700材が高い曲げ疲労強度を有するのは、高い硬さのマルテンサイトと、高い圧縮残留応力の効果により、疲労初期段階のき裂の発生が抑制されたためと考察した。

一方、FCD400材が高い曲げ疲労強度を有するのは、球状黒鉛周りの環状マルテンサイトの生成により、弱部である黒鉛周辺からの疲労き裂の発生および進展を抑制されたためであると考察した。この環状マルテンサイトによる黒鉛周辺の圧縮残留応力場は、モデルを用いたシミュレーション解析でもその存在を確認した。

第4章「高周波焼入れ材の疲労強度におよぼす高周波焼戻しの影響」では、高周波表面焼入れ材の硬化層において、焼戻時に均一な硬さを有することを目的に新たな高周波加熱焼戻条件を考案し、その加熱条件で高周波焼戻しを行った材料の硬さ分布、残留応力分布を測定し、疲労強度を求めた。また有限要素法を用いた高周波焼入れ・焼戻し熱処理シミュレーション結果をもとに、均一な硬さを持つ硬化層が得られる機構とそれにもない高い疲労強度が得られる理由を検討した。

その結果、通常の秒単位の急速加熱による高周波焼戻しを行う場合、表皮効果のために表面がより高温で焼戻し（表面焼戻し）されることから、硬化層の硬さが炉焼戻材と同等であっても最表面近傍の硬さと圧縮残留応力が低下し、疲労強度は炉焼戻材より低い値となることを示した。そして、高周波焼戻しを行う際に、（ ）低めの周波数を用いて電流浸透深さを深くして加熱領域を大とする。（ ）昇温速度を遅くして熱伝達・移動による均熱時間を与える。（ ）繰返し加熱により、やはり熱伝達・移動による均熱時間を与え

第 6 章

て熱を十分内部まで拡散させる．という方法のいずれかを採用することにより，高周波焼入材の硬化層を一様な硬さに焼戻しすることが可能であることを示した．

上記の高周波加熱条件を用いて高周波焼入材の表面硬化層を一様に焼戻しすれば，表面の圧縮残留応力値が高レベルに保たれるため，高周波焼戻材の場合でも，炉焼戻材と同程度の疲労強度を維持することが可能であることを示した．

第 5 章「超急速短時間加熱焼入れによる歯車の高強度化」では，実用的に要求される歯元曲げ疲労特性，歯面疲労特性を，超急速短時間加熱焼入れ（SRIQ）により輪郭焼入れした S45C 鋼，S53C 鋼の歯車と従来の高周波焼入れ，浸炭焼入れ，軟室化した歯車とを比較しながら評価した．

その結果，歯元曲げ疲労強度は，SRIQ 歯車では，歯元に生じた極めて高い圧縮残留応力の存在により，比較した他の熱処理歯車より高い値を示すことを明らかにした．

次に，SRIQ 歯車における硬化層深さと歯元曲げ疲労強度との関係を求めた．

その結果，() 硬化層が浅い場合，焼入材での圧縮残留応力は高いが，繰返し負荷中の残留応力減衰が大きくなり，初期の高い圧縮残留応力に見合った高い疲労強度が得られない．() 硬化層が深い場合，焼入材での圧縮残留応力が低くなり，高い疲労強度が得られない．したがって，() 高疲労強度を得るための最適な硬化層深さは，焼入材での圧縮残留応力が高く，繰返し負荷中の硬化層内部の塑性変形がより少ないことの兼ね合わせにより決まることを示した．

また，(歯)面疲労特性についても研究し，SRIQ を施した試験片のピッチング疲労破壊形態は，表面破壊と内部破壊の 2 つに分類され，表面破壊の場合には，最表面とそのすぐ内側（ヘルツの最大せん断応力位置）でき裂が発生して破壊が進行し，その寿命は，試験中の圧縮残留応力の減衰，硬さの低下も含めた SRIQ 後の圧縮残留応力，硬さの影響を受け，これらの値が高い方が長くなることを示した．一方，内部破壊の場合には，断面硬さ分布の影響を受け，硬化層が浅い SRIQ 材の場合(本試験では 0.8mm)，硬化層と非硬化層境界に材料強度以上のせん断応力が作用することにより内部破壊（スポーリング破壊）が発生し，疲労寿命が短くなることを示した．また，浸炭焼入れした SCM420 鋼と比較して，SRIQ した S45C 鋼，S53C 鋼の面疲労強度が低いことを示したが，これは，SCM420 鋼の浸炭焼入材が Cr，Mo を含み，浸炭後には炭素量も増加して焼戻軟化抵抗が高くなることから，ローラーピッチング試験中の試験片の温度上昇（焼戻しに相当）にともなう硬さ低下が，

SRIQ した焼炭軟化抵抗元素を含まない S45C 鋼，S53C 鋼に比べて抑制されたためと考察した。したがって，SRIQ 材でも焼炭軟化抵抗性の高い，たとえば Si を添加した鋼材を用いることによって，ローラーピッチング試験中の焼炭しによる硬さの低下が抑制され，面疲労寿命が向上することが考えられ，このことは追加試験を行い確認した。

以上の各章の研究結果から，従来の高周波焼入技術を発展させた超急速短時間加熱焼入れ(SRIQ)が，鉄鋼材料の基礎的な疲労強度の向上に有効で，小型歯車を輪郭焼入れすることにより疲労強度向上，強靱性向上に役立つことを系統的に明らかにした。

そして，SRIQ による小型歯車の輪郭焼入技術を，実際に自動車部品などの歯車に実用化した結果，工業技術として，機械部品の高強度化による性能向上や軽量化に限らず，熱処理変形の低減（低変形化）による加工工数の削減や，工程のインライン化や時間短縮による生産性向上等にも役立つ，さらには，燃焼を伴わない電気加熱で運転効率も高いことから，省資源・省エネルギー・地球環境の保全にも役立つと考えられる。

本論文で示した基礎研究とその実用化研究により，学術研究面で超急速短時間加熱熱処理技術の特徴を把握しその機構を解明できたことに加え，工業技術面でも高周波熱処理が有する W-Eco (Economical & Ecological) 効果をより有効に生かすことができ，高周波熱処理技術の発展に多少なりとも寄与できたものとする。

なお，本研究においては，主に SRIQ によって得られる圧縮残留応力に着目し，その疲労強度向上機構を明らかにしたが，この技術のもう一つの特徴は，超急速短時間加熱によりオーステナイト粒成長を抑制できることから，微細結晶粒が得られることにある。そこで，今後この微細結晶粒に着目して，機械部品の延性，靱性，疲労強度などとの関係を明らかにし，さらなる機械部品の高強靱化に役立つ技術として確立していきたい。

さらに，本技術は歯車以外の機械部品の表面硬化法として，優れた特性が期待されるので，適用対象を拡大できるようにさらに研究を継続していきたい。

第 6 章

著者の発表論文

[公刊論文]

- (1) 三阪佳孝, 川寄一博, 井上史, 小茂鳥潤, 清水真佐男
“超急速加熱高周波焼入れした切欠材の疲労強度”
日本機械学会論文集 A 編, 67-659, (2001), 1167-1172 (第 2 章)
- (2) J. Komotori, M. Shimizu, Y. Misaka and K. Kawasaki
“Fatigue strength and fracture mechanism of steel modified by super-rapid induction heating and quenching”
International J. of Fatigue, 23, (2001), 255-230 (第 2 章)
- (3) 三阪佳孝, 川寄一博, 楠欣浩, 梅本実
“超急速短時間加熱オーステナイト化過程におけるセメントタイトの溶解挙動”
熱処理 44-6, (2004), 392-398 (第 3 章)
- (4) Y. Misaka, K. Kawasaki, J. Komotori and M. Shimizu
”Fatigue Strength of Ferritic Ductile Cast Iron Hardened by Super Rapid Induction Heating and Quenching”
MATERIALS TRANSACTION, 45-9, (2004), 2930-2935 (第 3 章)
- (5) 三阪佳孝, 川寄一博, 生田文昭, 森田辰郎
“急速高周波焼入れ材の疲労強度に及ぼす高周波焼戻しの影響”
日本機械学会論文集 A 編, 67- 659, (2001), 1173-1179 (第 4 章)
- (6) 三阪佳孝, 堤邦彦, 川寄一博, 山崎隆雄
“超急速短時間加熱焼入れした歯車の曲げ疲労強度におよぼす硬化層深さの影響”
熱処理, 43-3, (2003), 155-160 (第 5 章)

[口頭発表] (国際会議)

- (1) Y. Misaka, Y. Kiyosawa, K. Kawasaki, T. Yamazaki, Wilson O. Silverthorne
“Gear Contour Hardening by Micropulse Induction Heating System”
SAE Technical paper series 970971(1997), U.S.A. (第 5 章)

- (2) Y.Misaka, Y.Kiyosawa, K.Tsutsumi,H.Nitta,K.Kawasaki, T.Yamazaki
 “Fatigue properties of contour hardened gear by super rapid heating”
 Proceedings of the Second Asian Conference on Heat Treatment of Materials(2001), Japan
 (第 5 章)

[口頭発表](国内学会)

- (1) 三阪佳孝, 高岡憲久, 川寄一博, 山崎隆雄, 赤澤正久
 “高周波焼入特性におよぼす熱処理前組織の影響”
 第 35 回日本熱処理技術協会講演大会講演概要集 vol.35, 17-18, (1992) (第 3 章)
- (2) 三阪佳孝, 清澤裕, 伊藤大二, 田淵久, 川寄一博
 “マイクロパルス誘導加熱システムによる歯車の輪郭焼入れ”
 日本機械学会・精密工学会茨城講演会講演論文集 vol.1995, 187-188, (1995)
 (第 5 章)
- (3) 三阪佳孝, 清澤裕, 伊藤大二, 川寄一博
 “超急速短時間加熱焼入材の特性におよぼす熱処理前組織の影響”
 第 42 回日本熱処理技術協会講演大会講演概要集 vol.42, 57-58, (1996) (第 5 章)
- (4) 三阪佳孝, 清澤裕, 川寄一博, 山崎隆雄
 “超急速短時間加熱焼入技術の開発動向”
 日本機械学会 1999 年度年次大会講演論文集 vol.1999-3, 455-456(1999)
 (第 2 章, 第 5 章)
- (5) 三阪佳孝, 清澤裕, 堤邦彦, 新田一, 川寄一博, 山崎隆雄
 “高周波輪郭入歯車の曲げ疲労強度におよぼす硬化層深さの影響”
 第 49 回日本熱処理技術協会講演大会講演概要集 vol.49, 23-24, (1996) (第 5 章)
- (6) 三阪佳孝, 川寄一博, 生田文昭, 森田辰郎
 “急速高周波焼入材の疲労強度に及ぼす高周波焼戻しの影響”
 日本材料学会 第 50 期学術講演会講演論文集 vol.50, 5-6, (2001) (第 4 章)

他 32 件

謝 辞

本研究をまとめるにあたり，終始懇切なご指導，ご鞭撻を賜りました慶應義塾大学理工学部教授 清水眞佐男博士に甚大なる謝意を表します．

また，慶應義塾大学理工学部教授 山田邦博博士，慶應義塾大学理工学部教授 久納孝彦博士，慶應義塾大学理工学部助教授 小茂鳥 潤博士には，本論文を作成するにあたり，ご査読と貴重なご助言を賜りましたことに対し，厚くお礼を申し上げます．

さらに，ご協力とご指導を賜りました龍谷大学理工学部教授 堀川 武博士，豊橋技術科学大学生産システム工学系教授 梅本 実博士，京都工芸繊維大学工芸学部助教授 森田辰郎博士に厚くお礼申し上げます．

本研究を高周波熱錬株式会社で実施するにあたり，代表取締役社長 山下英治様，常務取締役 福原哲一様，常務取締役 新田 一様，元代表取締役専務 山崎隆雄様をはじめとする関係上司の皆様より一方ならぬご支援とご鞭撻を賜りましたことに対し，厚くお礼申し上げます．

そして，本研究のご指導と本論文の作成にあたり，終始貴重なご助言を賜り，励ましていただいた高周波熱錬株式会社 取締役 川寄一博博士には甚大なる謝意を表します．

さらに，共同研究者の高周波熱錬株式会社技術本部 FTC 清澤 裕様，株式会社ネツレンヒート・トリート 堤 邦彦様，実験・解析にご協力いただいた高周波熱錬株式会社技術本部 FTC 高岡憲久様，技術本部開発部 生田文昭様，加工事業部刈谷工場 古賀久喜様をはじめとする関係各位には深くお礼申し上げます．

また，貴重なご助言をいただいた元龍谷大学理工学部教授 中村 宏博士，茨城大学工学部教授 鈴木秀人博士，独立行政法人 物質材料研究機構 松岡三郎博士，大同特殊鋼株式会社 取締役 中村貞行様，本研究にご協力いただいた慶應義塾大学，龍谷大学，豊橋技術科学大学，京都工芸繊維大学の学生，関係者各位に感謝いたします．

最後に本研究を作成するにあたり，常に励まして下さった諸先輩，陰ながら支えてくれた家族に心から感謝いたします．