

SUJ2 鋼の高周波誘導加熱による  
全体焼入れに関する研究

2018 年 12 月

結城 敬史

# 目次

第1章	序論	1
1.1	軸受の製造過程	1
1.1.1	軸受鋼の球状化焼なまし	1
1.1.2	軸受鋼の焼入れ焼もどし	5
1.2	軸受の寿命性能	11
1.2.1	焼入れ条件が軸受の特性に及ぼす影響	11
1.2.2	転がり軸受の損傷	13
1.3	IH加熱技術とシミュレーション	18
1.3.1	IH加熱による鋼の熱処理	18
1.3.2	IH加熱の連成有限要素法解析	21
1.4	本研究の目的と論文の構成	23
第2章	IH加熱によるオーステナイト化における炭化物の溶解挙動	26
2.1	本章の目的	26
2.2	実験方法	27
2.2.1	IH加熱によるオーステナイト化の方法	27
2.2.2	IH焼もどしの条件の決定方法	30
2.2.3	X線回折による構成要素の評価方法	31
2.2.4	残留炭化物量の測定方法	32
2.2.5	炭化物の評価方法	33
2.2.6	その他の測定方法	34
2.3	結果	36
2.3.1	IH加熱により焼入れ焼もどしを施した試験片の評価結果	36
2.3.1.1	IH加熱により劣化した表面層の厚みの評価結果	36
2.3.1.2	X線回折による構成要素の評価結果	39
2.3.1.3	旧オーステナイト結晶粒度の測定結果	41
2.3.1.4	マルテンサイトブロックサイズの測定結果	44

2.3.1.5	マルテンサイトの回折ピークの半価幅の測定結果	47
2.3.1.6	硬さの測定結果	48
2.3.2	IH 焼もどしの条件の決定	53
2.3.3	炭化物の溶解に対する冷間加工の影響の結果	55
2.3.3.1	供試材中の炭化物	55
2.3.3.2	未加工の試験片のオーステナイト化	62
2.3.3.3	冷間加工した試験片のオーステナイト化	66
2.4	考察	76
2.4.1	体拡散による炭化物の溶解	76
2.4.2	粒界拡散による炭化物の溶解	81
2.5	本章のまとめ	83
第3章	焼入れ条件が機械的特性に及ぼす影響	84
3.1	本章の目的	84
3.2	実験方法	86
3.2.1	機械的特性の評価に用いた試験片	86
3.2.2	寸法安定性の評価方法	86
3.2.3	耐圧痕形成性の評価方法	86
3.2.4	耐摩耗性の評価方法	87
3.2.5	耐表面損傷性の評価方法	89
3.2.6	ねじり疲労強度の評価方法	91
3.2.7	転動疲労寿命の評価方法	94
3.3	実験結果	96
3.3.1	寸法安定性の評価結果	96
3.3.2	耐圧痕形成性の評価結果	98
3.3.3	耐摩耗性の評価結果	101
3.3.4	耐表面損傷性の評価結果	106
3.3.5	ねじり疲労強度の評価結果	110
3.3.6	転動疲労寿命の評価結果	111
3.3.7	機械的特性の評価結果の総合的まとめ	112

3.4	考察	113
3.4.1	寸法安定性に関する考察	113
3.4.2	静的負荷能力に関する考察	114
3.4.3	耐摩耗性に関する考察	116
3.4.4	耐表面損傷性に関する考察	118
3.4.5	ねじり疲労強度に関する考察	120
3.4.6	転動疲労寿命に関する考察	121
3.4.7	金属組織が機械的特性に及ぼす影響の総合的まとめ	121
3.5	本章のまとめ	122
第4章	IH加熱の技術開発に対する連成有限要素法シミュレーションの適用	123
4.1	本章の目的	123
4.2	実験方法	125
4.2.1	使用した解析ソルバー	125
4.2.2	シミュレーションに必要な物性値	125
4.2.3	リングの被加熱物での試験方法とシミュレーション方法	131
4.3	結果	133
4.3.1	薄肉リングでのシミュレーション結果と試験結果	133
4.3.2	厚肉リングでのシミュレーション結果と試験結果	136
4.3.3	急速昇温による比熱の変化を考慮したシミュレーション結果	138
4.4	考察	145
4.4.1	1次元の表皮電流モデル	145
4.4.2	リングの厚さと均熱性の関係	150
4.4.3	急速昇温による比熱の変化	151
4.4.3.1	フェライトとオーステナイトの比熱	151
4.4.3.2	比熱に対する昇温速度の影響	154
4.5	本章のまとめ	158
第5章	結論	160

参考文献 ..... 163

謝辭

# 第1章 序論

## 1.1 軸受の製造過程

### 1.1.1 軸受鋼の球状化焼なまし

軸受合金という言葉を広辞苑で引くと、「機械の固定部と回転部との間の軸受に用いられる合金. 高温度で荷重に耐え, 油によく潤され, かつそれに腐食されないこと, 耐摩耗性が大きく摩擦係数の小さいことなどが必要」と記されている. 軸受には他の部品と接触させながら回転もしくは移動させる機械要素としての機能の他に, 負荷の伝達や部品の正確な位置決めなども含まれ, ほとんどの可動部分で利用されている. 鋼はそれを作るために最も適した素材であり, 1901年のStribeckの研究<sup>1)</sup>に始まる1世紀以上の開発の歴史を持つ. 一般的に要求される項目をFig. 1-1に掲げる<sup>2)</sup>.

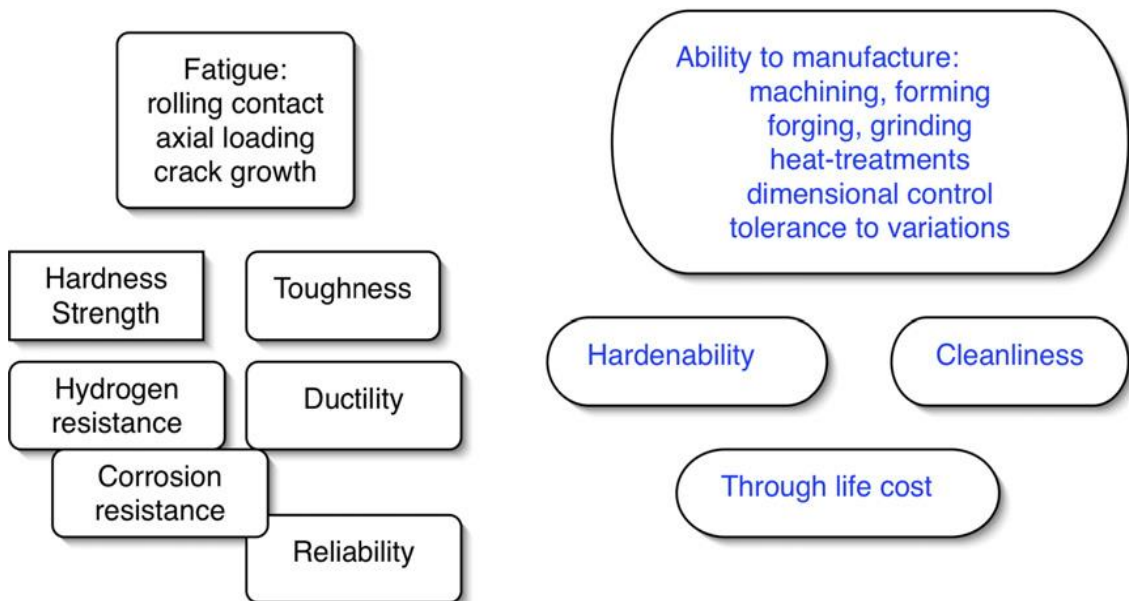


Fig. 1-1 Metallurgical and engineering requirements which are necessary features of bearing steels.<sup>2)</sup>

過去に開発された数々の軸受鋼は C, Cr, Si, Mn, P, S, Ni, Mo, Cu の組成を指定するが、この中で 1C-1.5Cr 型鋼が最も普及している。JIS-G4805:2008「高炭素クロム軸受鋼鋼材」には SUJ2, SUJ3, SUJ4, SUJ5 の 4 種類が規定されている。SUJ2 と SUJ3 の規格は 1950 年に制定され、SUJ4 と SUJ5 の規格は 1970 年に制定された。Table 1-1 に示すそれぞれの鋼種の組成において、Cr を含んだ炭素量が約 1 mass% の過共析鋼という点では共通しているが、Cr, Si, Mn, Mo の量により焼入れ性を調整することで、部品の肉厚により使い分けられている。この中で国内において最も一般的に用いられているのが SUJ2 鋼であり、国際的な名称により様々に呼ばれる。ISO 規格の 100Cr6 鋼、ASTM 規格や SAE 規格の 52100 鋼では Table 1-2 に示すように SUJ2 鋼と組成が類似する。

Table 1-1 Chemical composition of SUJ2, SUJ3, SUJ4 and SUJ5 steels (mass%).

grade	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SUJ2	0.95~1.10	0.15~0.35	< 0.50	< 0.025	< 0.025	1.30~1.60	< 0.08
SUJ3	0.95~1.10	0.40~0.70	0.90~1.15	< 0.025	< 0.025	0.90~1.20	< 0.08
SUJ4	0.95~1.10	0.15~0.35	< 0.50	< 0.025	< 0.025	1.30~1.60	0.10~0.25
SUJ5	0.95~1.10	0.40~0.70	0.90~1.15	< 0.025	< 0.025	0.90~1.20	0.10~0.25

Table 1-2 International designation of SUJ2 steel (mass%).

grade	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
100Cr6	0.93~1.05	0.15~0.35	0.25~0.45	< 0.025	< 0.015	1.35~1.60	< 0.10
52100	0.93~1.05	0.15~0.35	0.25~0.45	< 0.025	< 0.015	1.35~1.60	< 0.10

鋼材メーカーはこれらの鋼を熱間圧延した状態か圧延後に球状化焼なましを施した状態で軸受メーカーに供給する。Fig. 1-2(a)に示すように、熱間圧延後ではパーライト組織であり、旧オーステナイト粒界に存在するネットワーク状のセメンタイト（以後、炭化物と呼ぶ）は軸受の転動疲労寿命を短くするために好ましくない。このため、Fig. 1-2(b)に示すように、球状化焼なましにより炭化物をマトリクス中にほぼ均一に分布させる。層状から球状へ炭化物の変化は切削における工具の磨耗を軽減したり<sup>4)</sup>、硬さが低くなること<sup>5)</sup>により冷間加工性をよくするだけでなく、オーステナイト化中の炭化物の急速な溶解を抑制する。オーステナイト化における出発の状態であるため、2.3.3.2で述べるように、再現性のよい球状炭化物の粒度分布は炭化物の溶解の速さを制御するための理解において重要となる。

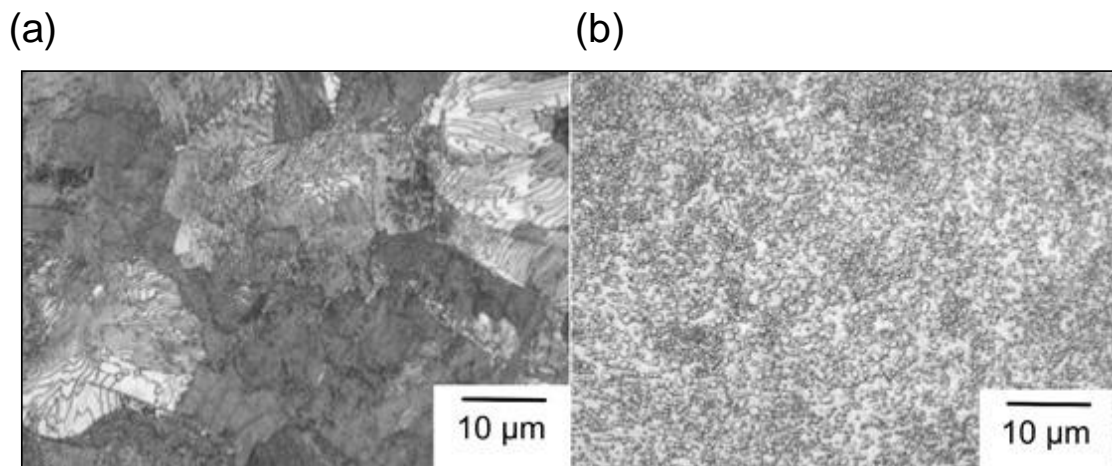


Fig. 1-2 (a) Microstructure of 52100 steel as supplied by the manufacturer in a hot-rolled condition, (b) the microstructure after spheroidization.<sup>3)</sup>



Fig. 1-3 に熱力学平衡計算ソフトウェア FactSage による Fe-Cr-C 系状態図を示す. SUJ2 鋼の球状化焼なましにおいては, 熱間圧延された鋼材に対して  $A_{cm}$  点直上の温度で焼ならしを行った後に  $A_1$  点直上の温度で炭化物の溶体化を行う. Table 1-1 に示した SUJ2 鋼の組成において, 炭素量は約 1 mass% の過共析である. したがって,  $A_1$  点直上の温度に保持するとオーステナイトと炭化物の 2 相状態になり, 炭化物を完全に溶解させることをあえてしない. 所望の保持時間の後に徐冷すると, オーステナイトからフェライトに変態する際にマトリクス中の炭素はほぼすべて炭化物として析出する. したがって, 炭素は炭化物の形で存在する. また, Cr と炭化物との親和性は高く, フェライトと比べた炭化物への分配係数が 28.0 程度であるため<sup>6,7,8</sup>, マトリクス中に Cr はほとんど分配されずに炭化物中に濃縮され, Fe を置換した形で存在する. ちなみに, Mn と Mo はより多く炭化物に分配されるが, Si は炭化物中に存在しない<sup>9</sup>.

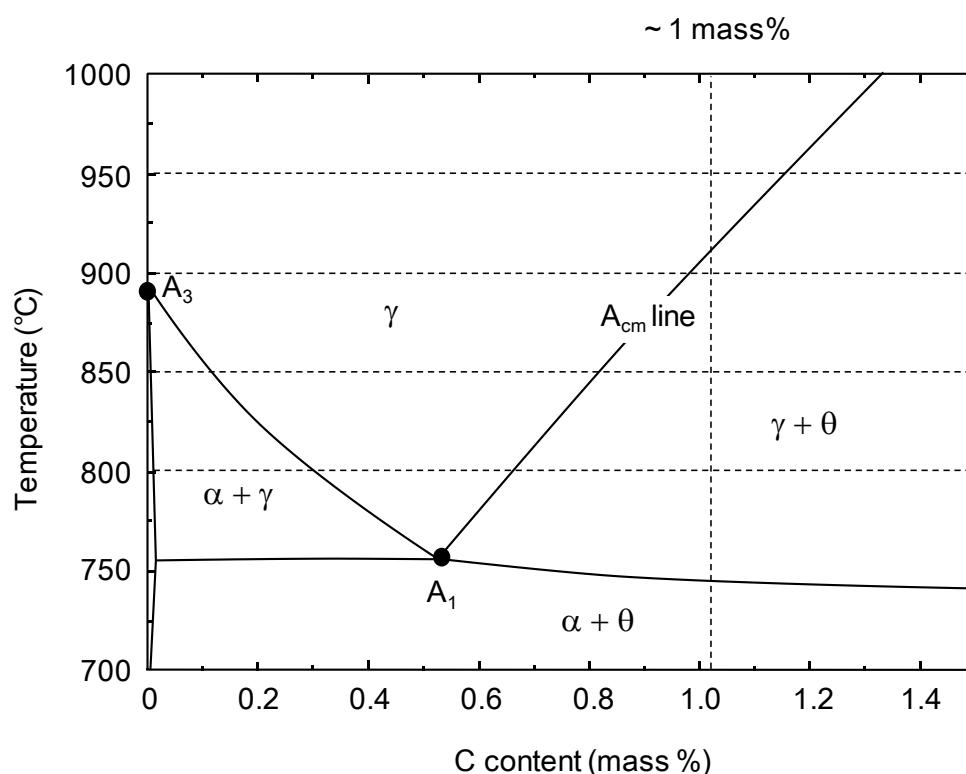


Fig. 1-3 Pseudo-binary phase diagram of SUJ2 steel calculated by FactSage.

球状化焼なましに限らずその後に行われるオーステナイト化の過程においてもそうであるが、SUJ2 鋼の加熱炉による熱処理では一般的に高級炭化水素ガスを原料とした吸熱型変性ガスの高温雰囲気中で加熱が行われる。吸熱型変性ガスとはプロパンを触媒で変性させたガスであり、



の反応により空気中の酸素から一酸化炭素が作られる。プロパンと空気が過不足なく反応した場合において、組成は  $CO : H_2 : N_2 = 6 : 8 : 12 = 23.1 \text{ vol\%} : 30.8 \text{ vol\%} : 46.2 \text{ vol\%}$  となる。吸熱型変性ガスの雰囲気は一般的に低炭素鋼の浸炭処理に用いられるが、SUJ2 鋼の場合では元の状態で十分な量の炭素が鋼中に存在するために外部から炭素をさらに与える目的ではなく、酸素が除かれた雰囲気であることにより被加熱物の表面酸化によるスケールの発生や脱炭による劣化を抑制する目的で用いられる。なお、コストの削減や操業の管理の平易化のために、加熱を吸熱型変性ガスではなく不活性ガスの雰囲気中で行なう場合もあり、表面の品質がほとんど変わらない被加熱物を得ることができる。

これに対して、高周波誘導加熱（以後、IH 加熱と呼ぶ）によるオーステナイト化の場合には吸熱型変性ガスや不活性ガスを用いる必要がなく、大気中での加熱が可能となる。この場合でも被加熱物の表面に酸化や脱炭が起こるが、オーステナイト化温度が高いために短時間の加熱となる。このため、2.3.1.1 に後述するように、劣化した層は薄く、熱処理後の最終工程で行なわれる研削により容易に除去されるために大きな障害とはならないからである。

### 1.1.2 軸受鋼の焼入れ焼もどし

軸受の製造過程を Fig. 1-4 に示す<sup>10)</sup>。1.1.1 で述べた工程を経た軸受鋼を切削や冷間加工により軌道輪や転動体に成形する。その後オーステナイト化を施し、焼入れ焼もどしを行うという流れである。

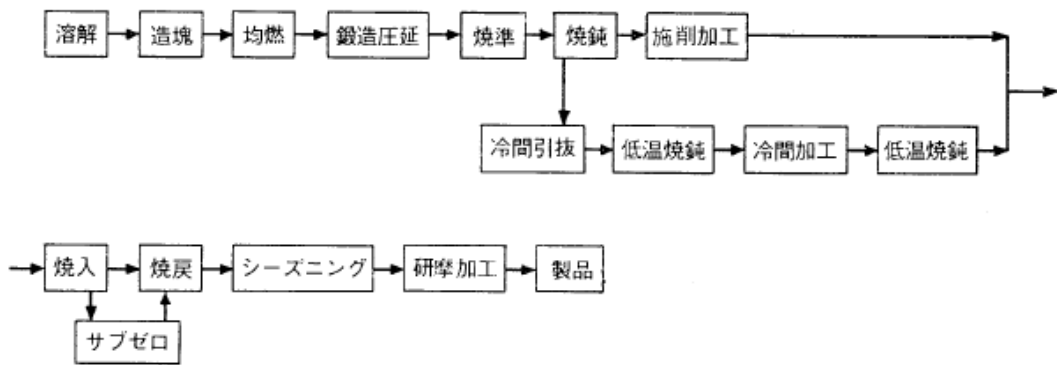


Fig. 1-4 Manufacturing process of a bearing.<sup>10)</sup>

本研究で用いた成形前の供試材の組成を Table 1-3 に示す. Fe, C, Cr 以外の元素を無視すると, C と Cr の原子量が 12.0 と 52.0 であるために, 表中に示した組成に対して

$[C]:[Cr] = 1.02 \text{ mass\%} : 1.33 \text{ mass\%} = 1.02/12.0 \text{ mol} : 1.33/52.0 \text{ mol} = 1.00 \text{ mol} : 0.30 \text{ mol}$  のモル比であり, 炭化物の化学式は  $\text{Fe}_{2.70}\text{Cr}_{0.30}\text{C}$  となる. また, 炭化物中の Fe の質量比率が  $2.7 \times 55.8 / (2.7 \times 55.8 + 0.30 \times 52.0 + 12.0) = 84.5_2 \text{ mass\%}$  となるのに対して C の質量比率は  $12.0 / (2.7 \times 55.8 + 0.30 \times 52.0 + 12.0) = 6.73_1 \text{ mass\%}$  となり, Cr の質量比率は  $100 - 84.5 - 6.73 = 8.77 \text{ mass\%}$  である.

Table 1-3 Chemical composition of SUJ2 used in the present study (mass%).

element (atomic weight)	C (12.0)	Cr (52.0)	Si (28.1)	Mn (54.9)	P (31.0)	S (32.0)	Ni (58.7)	Mo (95.9)	Cu (63.5)	Fe (55.8)
mass%	1.02	1.33	0.31	0.41	0.008	0.003	0.07	0.03	0.08	96.74

一方, 1 kg の SUJ2 鋼におけるマトリクスの質量  $\bar{m}$  (kg) に関して, 炭化物の質量は  $1-\bar{m}$  であり, Fe の質量の総量は  $\bar{m} + 0.845(1-\bar{m}) = 0.845 + 0.155\bar{m}$  であるのに対して, C の質量の総量は  $0.0673(1-\bar{m})$  となる. これらの比が表中に示すように 96.74 mass% : 1.02 mass% となるために,  $\bar{m}$  は 0.847 kg である. 供試材中のマトリクスと炭化物の量的性質を Table 1-4 にまとめる.

Table 1-4 Quantities of constituent phases in SUJ2 used in the present study.

constituent	matrix	carbide
density	7860 kg/m <sup>3</sup>	7680 kg/m <sup>3</sup>
weight per a specimen of 1 kg	0.847 kg	0.153 kg
volume fraction	84.40%	15.60%
chemical formula	Fe	Fe <sub>2.70</sub> Cr <sub>0.30</sub> C
weight content	Fe : 100 mass%	Fe : 84.5 mass% Cr : 8.77 mass% C : 6.73 mass%

次に, 本研究で用いた供試材に対するオーステナイト化の過程において炭化物が溶解することにより炭化物の体積分率が  $X$  (vol%) になったとする. マトリクスと炭化物の密度を 7860 kg/m<sup>3</sup> と 7680 kg/m<sup>3</sup> とし, それらの質量比は  $7860(100-X) : 7680 X$  である. 炭化物中の炭素量は上述したように 6.73 mass% であり, Table 1-3 に示した SUJ2 鋼の組成における炭素量は約 1.02 mass% であるため, マトリクス中の炭素量を  $c_m$  (mass%) とすると, テコの原理より  $7680X : 7860(100-X) = (1.02 - c_m) : (6.67 - 1.02)$  となる. したがって,

$$c_m = \frac{6.56(X - 15.6)}{X - 100} \quad (1.1)$$

もしくは, 逆に  $X$  を  $c_m$  で表すと

$$X = \frac{551.8}{c_m - 6.54} + 100 \quad (1.2)$$

のように  $X$  と  $c_m$  は関係付けられる.  $X$  と  $c_m$  の関係を Fig. 1-5 に示す.

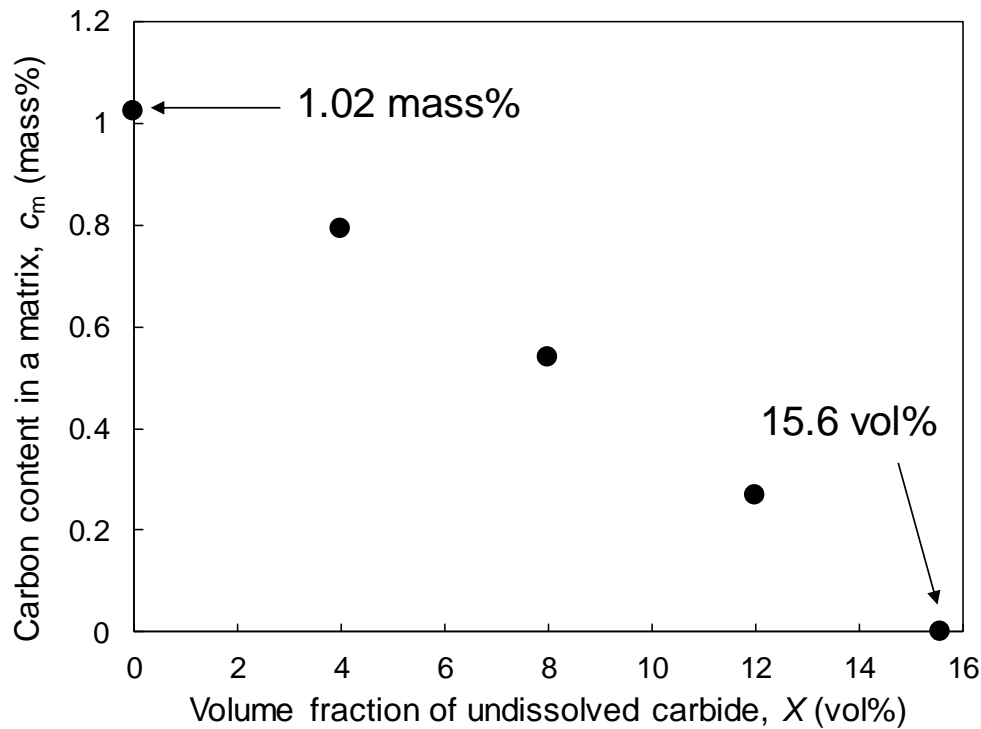


Fig. 1-5 Relationship between the volume fraction of undissolved carbide and carbon content in the matrix.

供試材においてはマトリクス中の炭素量が  $c_m = 0$  であるために炭化物量は 15.6 vol% となる。オーステナイト化においてマトリクスのフェライトがオーステナイトに変態すると、炭化物がマトリクス中に溶け込むことができるようになるため、 $c_m$  が増加することで  $X$  は減少する。ただし、Fig. 1-3 に示した状態図において、温度が  $A_3$  点以上の場合には、マトリクス中の炭素量に関係なく変態が起こるので被加熱物全体がオーステナイトの状態であるのに対して、温度が  $A_3$  点以下の場合には炭化物の溶解により炭素がフェライト中に溶け込むことでオーステナイト化が可能になり、炭化物を包み込むようにシェル形のオーステナイト結晶粒が成長し、やがて被加熱物全体がオーステナイトとなる。

この残留炭化物量  $X$  を実験的に測定するためには顕微鏡的手法が一般的に用いられる。試験片の表面を鏡面研磨した後に、観察された像中に占める炭化物の断面の面積比率を残留炭化物量とみなすことには妥当性がある。Fig. 1-6 に示すような単位体積の立方体の試験片を考え、この中に半径  $r_i$  (m) の球形の炭化物が均一に分布する。ただし、 $i$  は  $1 \leq i \leq m$

として大小様々な炭化物が含まれ、半径  $r_i$  の炭化物の単位体積あたりの個数は  $n_i(\text{m}^{-3})$  であるとする。半径  $r_i$  の炭化物の単位体積あたりに占める体積分率は

$$f_i = \frac{4\pi}{3} r_i^3 n_i$$

であり、 $i$  に関する総和を取り、炭化物全体の体積分率  $f$  は

$$f = \sum_{i=1}^m \frac{4\pi}{3} r_i^3 n_i \quad (1.3)$$

となる。

一方、試験片の表面を平面  $z=0$  と定め、中心が  $(X,Y,Z)$  である炭化物の表面の方程式は

$$(x-X)^2 + (y-Y)^2 + (z-Z)^2 = r_i^2$$

であるが、これと交わる炭化物においては中心の  $z$  座標が  $-r \leq Z \leq r$  となり、それ以外の場合には交わらない。この炭化物と平面  $z=0$  との交線は

$$(x-X)^2 + (y-Y)^2 = r_i^2 - Z^2$$

であるために半径が  $(r_i^2 - Z^2)^{1/2}$  の円となり、これが囲む面積は

$$S(Z) = \pi(r_i^2 - Z^2)$$

となる。 $z=Z$  の高さの  $dZ$  の幅に存在する半径  $r_i$  の炭化物において、平面  $z=0$  での囲む面積の総量は、炭化物の個数が  $dn_i = n_i dZ$  であることに注意して、

$$S(Z)dn_i = \pi(r_i^2 - Z^2)n_i dZ$$

となり、これを  $-r_i \leq Z \leq r_i$  で積分して

$$F_i = \int_{-r_i}^{r_i} \pi(r_i^2 - Z^2)n_i dZ = \frac{4\pi}{3} r_i^3 n_i$$

である。したがって、 $i$  に関する総和を取り、すべての炭化物の断面に対する面積比率  $F$  は

$$F = \sum_{i=1}^m \frac{4\pi}{3} r_i^3 n_i$$

となるため、式(1.3)の体積分率  $f$  に一致する。ただし、これは炭化物が完全な球形の場合に成り立ち、2.3.3.1 に後述するように、実際においては形状に関してほぼ球形から細長い楕円体のようなものまで様々であり、両方の値の間にはずれがある。

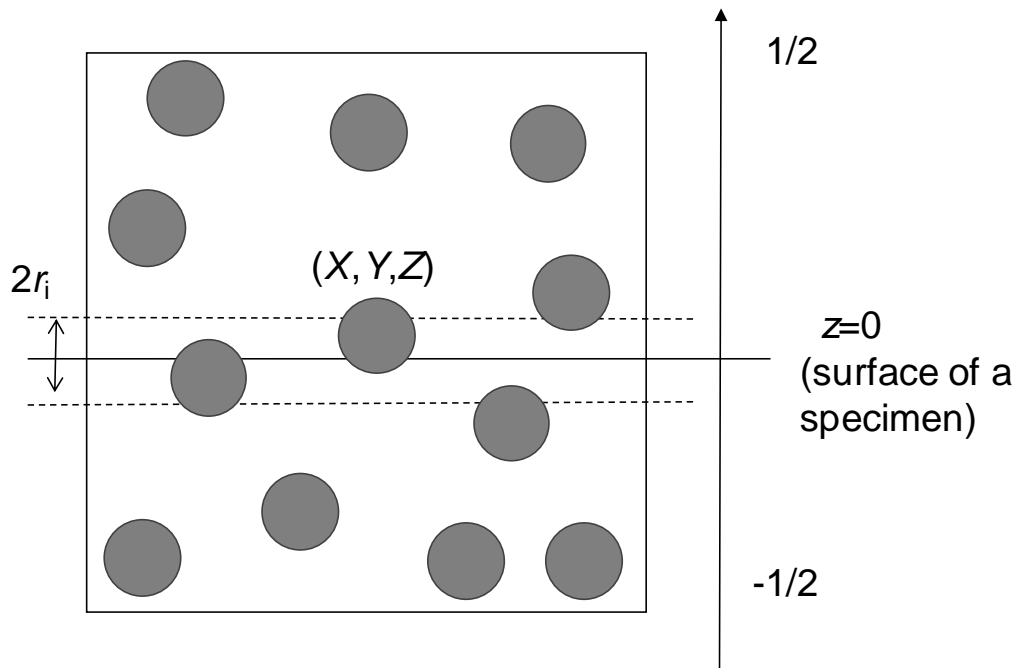


Fig. 1-6 Area and volume fraction of carbides.

所望の時間と温度のオーステナイト化後に被加熱物をコールドクエンチオイル中に急冷することで焼入れを行う。炭化物をマトリクス中にすべて溶解させるのではなく、時間と温度を調整することにより一定量だけ残した状態で焼入れることが特徴的であり、これによりマトリクス中の炭素量を制御する。また、オーステナイト化温度は焼入れ温度と等しいことに注意する。

炭素を固溶した状態でオーステナイトが急冷されるとマルテンサイト変態を起こし、高い硬さを発現するようになる。しかし、焼入れたままのマルテンサイトは非常に脆いため使用に耐えない。硬さと靱性という相矛盾する性質をつりあわせるために被加熱物には低温焼もどしが施される。転がり軸受は軌道輪と転動体間の微小な接触部で荷重を支える構造であり、その面圧は数 GPa にも達する。使用中に高い面圧の負荷が反復して印加されるため、これに耐えるだけの硬さが軌道輪および転動体に求められる。このため昔から、両方の兼ね合いでロックウェル硬さ 58~64 HRC の範囲が焼もどし温度と時間を設定するための目安とされている。

## 1.2 軸受の寿命性能

### 1.2.1 焼入れ条件が軸受の特性に及ぼす影響

オーステナイト化後に焼入れられた金属組織は、炭素を固溶したオーステナイトが急冷されるためにマルテンサイトである。しかし、一部はそのまま室温にまで持ち来たされ、これは残留オーステナイトと呼ばれる。焼入れられた状態のマルテンサイトは非常に硬いが脆い性質を持つ一方で、残留オーステナイトは柔らかく、室温付近で不安定であり、他の相に分解することで寸法の経時変化を引き起こす原因となる。

焼入れた後には韌性を持たせる目的で必ず焼もどしが施される。マルテンサイトは $\epsilon$ 炭化物を生成することで焼もどしマルテンサイト（以後、単にマルテンサイトと呼ぶ）となり、硬さは減少するが韌性をあわせ持ち、その程度は焼もどし温度と時間に依存する。一方、残留オーステナイトはほとんどマルテンサイトに分解しないために量的には減らないが、安定化することで経時変化を起こしにくくなる。また、焼入れの際に導入された熱勾配による熱ひずみやマルテンサイト変態による体積ひずみも焼もどしにより緩和される。

このような金属組織であるために焼入れ条件は軸受の特性に大きく影響する。しかし、その因果関係は Fig. 1-7 に示すように非常に込み入っている。まず、実際の操業で管理できるパラメータはオーステナイト化温度と時間である。これらを設定すると焼入れ後の残留炭化物量が決まり、必然的にマトリクス中に溶け込んでいる炭素量も決まる。一方、オーステナイト化温度は焼入れ温度と等しく、溶け込んでいる炭素量に応じてマルテンサイトと残留オーステナイトの量と質を決めるために、すべての金属組織学的な要因が定まる。したがって、これが機械的特性を支配するために、軸受の特性にも影響するという繋がりである。



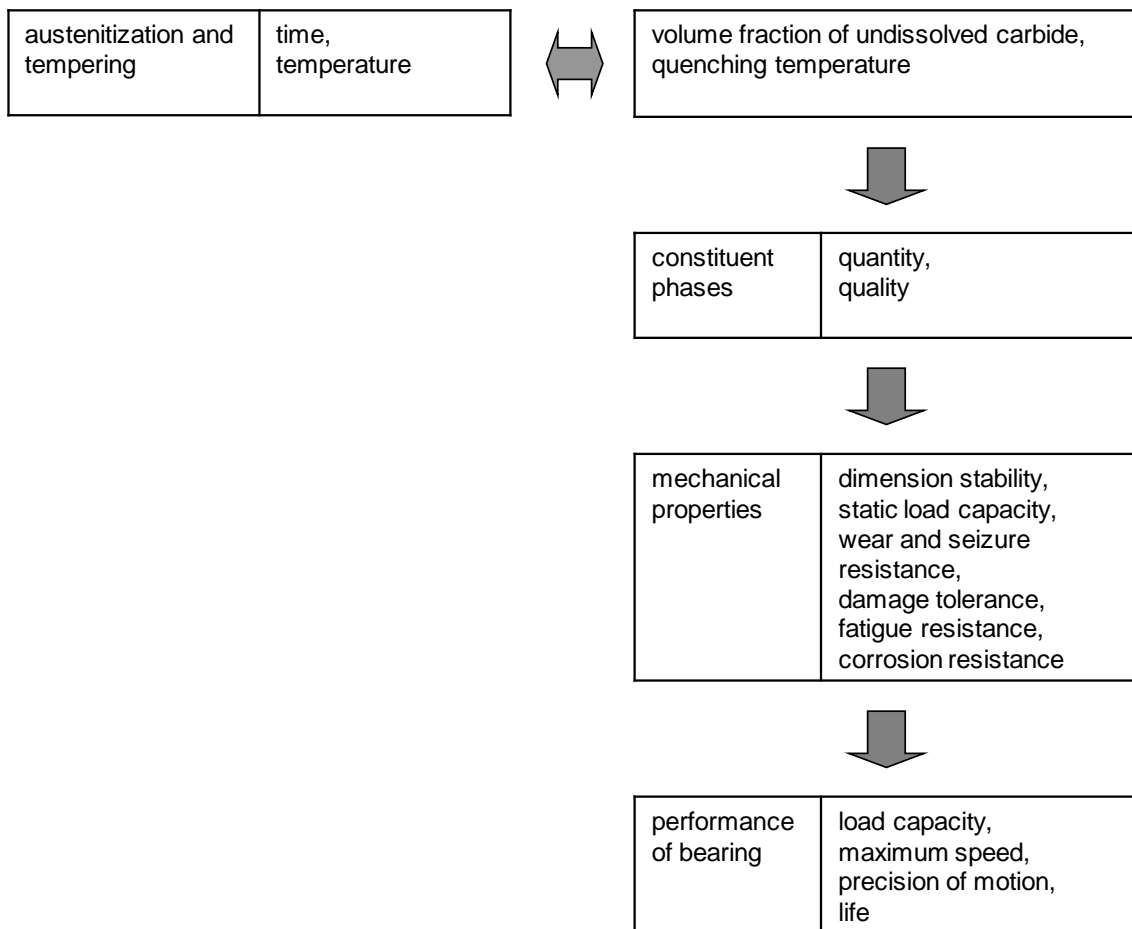


Fig. 1-7 Causality between anstentization condition and performance of a bearing.

マルテンサイトと残留オーステナイトに関して、量的には、マトリクス中に溶け込んでいる炭素量が多いほどマルテンサイト量に対する残留オーステナイト量が多くなり、焼入れ温度が高いほど残留オーステナイト量が多くなるがこの鋼種においても予想される<sup>11)</sup>。質的には、マトリクス中に溶け込んでいる炭素量が違うと、焼入れられた状態でのマルテンサイトの性質が違うため、焼もどされたマルテンサイトの性質が違って不思議ではない<sup>12)</sup>。

一方、焼入れ焼もどし後の残留炭化物が金属学的組織に影響することは確かであり、したがって機械的特性にも影響する。このため特に、軸受の寿命に対する残留炭化物量の影響の調査が1950年後半以降から精力的になされた。たとえば、上野らは深溝玉軸受6304の量産品を用いて残留炭化物量と疲労寿命の関係を調査し、残留炭化物量を6~8 vol%と

した場合に寿命が最大であると報告している<sup>13)</sup>。仕幸らは焼入れるまでの保持時間は一定とし、オーステナイト化温度を変えることで残留炭化物量を変化させた試験片においてスラスト型寿命試験を行い、残留炭化物量が 6.5 vol % の場合に最も寿命が長くなると述べている<sup>14)</sup>。門間らはマトリクス中の炭素量が寿命に及ぼす影響を調査するために炭素量を変化させた鋼を準備し、炭化物が完全に溶解するように熱処理した試験片に対してスラスト型寿命試験を行い、マルテンサイト中の炭素量が 0.4~0.5 mass% 程度で最適となると結論した<sup>15,16)</sup>。炭素量が約 1 mass% である SUJ2 鋼においてマルテンサイト中の炭素量をこの値とした場合は、残留炭化物量が 9~10 vol% の場合に相当する。このように SUJ2 鋼において残留炭化物が寿命に影響することはすでに広く認められている。しかし、残留炭化物量には着目するが、焼入れ温度に注意が払われていないために、マトリクス中のマルテンサイトと残留オーステナイトの量と質との因果関係は明らかでなく、焼入れ条件が軸受の特性に及ぼす影響においては一端が明らかにされているのに過ぎない。

### 1.2.2 転がり軸受の損傷

転がり軸受の寿命とは、回転できなくなる、または回転時に過度の振動や異音を伴うことに対応し、実際上は使用できなくなる状態もしくはそれに至るまでの時間を指す。Palmgren が 1937 年に公表した論文<sup>17)</sup>に従えば、損傷に関して「転がり軸受は潤滑不良、異物の侵入による磨耗、ほこり、衝撃による損傷、軸とハウジングの製造時の誤り、電食などにより早期に破損する可能性があるが、その作用は数学的に表現できない。明確に表現できるのは疲労だけである。」ということである。寿命に至る損傷の原因は使用環境や条件により様々であるが、以下の評価項目が金属学的組織に関係しそうな試験対象として挙げられる。

#### (1) 荷重に対する負荷能力

静止状態もしくはゆっくりと回転する軸受の軌道面に極端に大きな集中荷重が負荷されると塑性変形が起こり、軌道面に圧痕が形成される。また、軸受の不注意な取り扱いによる打撃や落下によっても軌道面にくぼみが形成される。これらは回転精度の悪化や異音の発生を引き起こし、軸受は早期に損傷する。転動体と軌道面の塑性変形量の合計が転動体の直径の約  $10^{-4}$  倍程度までであれば、回転精度や転動疲労寿命に悪影響を及ぼさないと

して、JIS B 1519:2009「転がり軸受-静定格荷重」においてはこの塑性変形量に対応する荷重を基本静定格荷重と定義する。これは軸受の静的負荷能力を表す指標となる。

一方、動的荷重に対する負荷能力の考え方はまったく異なる。軸受が清浄油で潤滑され適正な負荷で使用されるといった理想的な状況においても、内輪と外輪の軌道面には応力が繰り返し付加されるため、いつかは疲労により表面がうろこ状にはがれる。この現象を内部起点型はく離もしくはフレーキングと呼ぶ。Fig. 1-8には深溝玉軸受の内輪に発生した内部起点型はく離の観察例を示す。

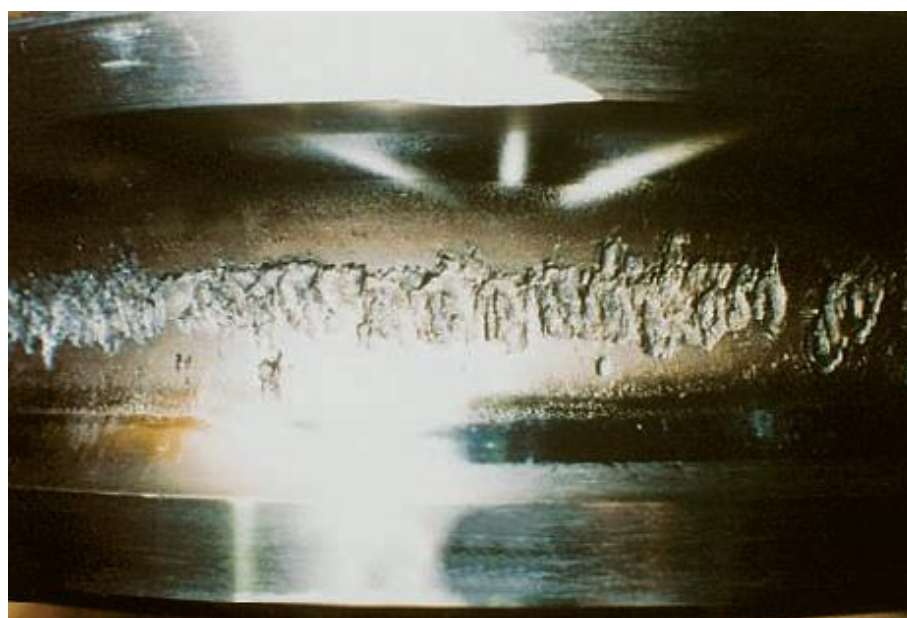


Fig. 1-8 Trace of flaking in the inner raceway of a deep groove ball bearing. <sup>18)</sup>

軸受軌道直下の鋼材の内部に存在する介在物を起点として内部起点型はく離は起こり、Hertz の接触理論 <sup>19)</sup>から予想されるように、楕円接触面下のある箇所では応力が最大になることに起因する。まず、繰り返し応力の負荷中に介在物がマトリクスからはがれ、周りのマトリクスに応力集中を引き起こすことで亀裂進展が開始する。次に、表面に到達する複数の微小き裂の合体が続き、最終的に薄片として脱離する。したがって、介在物がマトリクスからはがれ始めてから薄片が脱離するのに至るまでの過程ではマトリクスの金属学的組織が影響する <sup>20)</sup>。

このような損傷に対して、一群の同じ軸受を同一条件で独立に運転したとき、その中の  $100-n$  % の軸受が損傷を起こさずに回転するような総回転数で  $n$  % 寿命  $L_n$  を定義する。JIS B 1518:2013「転がり軸受-動定格荷重及び定格寿命」においては  $n$  を 10% に取り、90% の軸受が内部起点型はく離を起こさないで回転できる回転数で定格寿命を定義し<sup>21)</sup>、その定格寿命が  $1 \times 10^6$  回となるような荷重で基本動定格荷重を定義する。つまり、その荷重で使用している場合には  $1 \times 10^6$  回の回転を行った時点で 90% の確率で運転可能ということであり、動的負荷能力を表す指標となる。

## (2) 耐表面損傷性

高速、高荷重、高温などの状況は転がりの接触部にとって厳しい条件であるが、潤滑が十分になされていれば転動面が油膜により隔てられる。しかしそうでない場合には金属表面同士の接触に起因する損傷が発生し、その代表としてピーリングとスミアリングが挙げられる。

Fig. 1-9 に自動調心ころ軸受のころに発生したピーリングの観察例を示す。ピーリングとは、表面の薄皮が剥がれたように見える、大きさ  $10 \mu\text{m}$  程度で深さ数  $\mu\text{m}$  から  $10 \mu\text{m}$  程度の微小はく離の密集した損傷であり、はく離に至っていない無数のき裂も伴う。油膜が途切れて、アスペリティが直接接触する箇所で応力集中が起ることがピーリングの原因であると考えられている<sup>22)</sup>。

一方、Fig. 1-10 に円筒ころ軸受に発生したスミアリングの観察例を示す。スミアリングとは転動体と軌道面の間のすべりにより起こり、摩擦熱による凝着摩耗で一方の表面が他方の表面へ移り、軌道面上に部分的な微小焼付きを起こした部分が群がるために、面がかなり荒れていることが多い。荷重が大きい場合だけでなく、極端に小さい場合にもすべりは起こり、荷重と潤滑条件を適正にすることでスミアリングの発生を抑制することができる。



Fig. 1-9 Trace of peeling in the roller of a self-aligning roller bearing.<sup>18)</sup>



Fig. 1-10 Trace of smearing in the roller of a cylindrical roller bearings.<sup>18)</sup>

### (3) 耐摩耗性

摩耗は潤滑不良や潤滑油の中の異物の混入に起因し、上述のピーリングやスミアリングとは区別されるべきものである<sup>23)</sup>。摩耗の基本的な形態はアブレイブ摩耗、凝着摩耗、腐食摩耗の3つに分類される<sup>24)</sup>。アブレイブ摩耗は硬い粒子によって軌道面が削られることにより生じる摩耗であり、潤滑油中に異物が混入した場合に発生する。潤滑油中に異物が含まれず、清浄油により潤滑されている場合においても凝着摩耗は発生し、これは希薄な潤滑状態の場合に金属同士が直接接触することで凝着が起こり、せん断により凝着部が摩耗粉として脱落する現象である。また、腐食摩耗は潤滑油中の添加剤などにより軌道面が腐食され、この腐食生成物が摺動に対して離脱しやすいことで起こる摩耗である。いずれの摩耗の場合でも軌道面の径の寸法変化が伴い、すき間が大きくなる。Fig. 1-11には円筒ころ軸受の内輪の軌道面に生じた段付きの摩耗の観察例を示す。



Fig. 1-11 Trace of wear in the inner raceway of a cylindrical roller bearing.<sup>18)</sup>

## 1.3 IH 加熱技術とシミュレーション

### 1.3.1 IH 加熱による鋼の熱処理

鋼材に対する一連の加熱や冷却の操作は熱処理と呼ばれ、それにより機械的特性が大きく変わることは鋼の特徴である。目的に応じて、焼入れ、焼もどし、焼なまし、焼ならしの4つに分類され、それぞれにおいてさらに細目が続く。熱処理設備としては炉を使用することが一般的であり、電気、ガス、重油などを加熱源として用いる。しかし、焼入れに限定すれば他の加熱法が採られる場合があり、たとえばバーナーを用いた火炎焼入れでは加熱に必要な熱量が小さくてすみ、処理時間が短いといった長所がある。

IH 加熱は炉による加熱よりむしろ火炎による加熱に近い性格を持ち、所望の温度への秒単位の急速加熱が 0.1 s オーダの時間精度で制御される。外熱方式でないためにエネルギー効率が良く、環境負荷が小さいといった特長も昨今注目されている (“W-Eco” ; Ecological and Economical <sup>25)</sup>). また、熱処理以外では、溶解、ろう付け、焼ばめなどにも適用されているのは操作性と制御性において他の加熱法より優れていることによる。

IH 加熱では加熱コイルに交番電流を流し、発生した交番磁束にさらされた被加熱物の表面層に電磁作用により電流を誘導する。この電流は渦電流と呼ばれ、そのジュール損により加熱がなされる。渦電流には表面に集中して流れる特性がある。4.4.1 に後述する 1 次元の無限平板の場合、深さ方向に対して電流密度は指数関数的に減衰し、最表面の値の  $1/e$  になる深さ  $\delta$  (m) は浸透深さと呼ばれ、

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho}{\pi \mu_0 \mu_r f}} \quad (1.4)$$

で与えられる。ここで、 $f$  (Hz) は交番電流の周波数、 $\mu_0$  (N/A<sup>2</sup>) は真空の透磁率、 $\mu_r$  は無限平板の比透磁率、 $\rho$  ( $\Omega \cdot m$ ) は電気抵抗率である。無限平板の表面から  $\delta$  の深さまでの表面層には渦電流全体の 63% が流れ、ジュール損による発熱量全体の 86% が発生する。したがって、実質的に電流が流れている深さと考えてよい。同様に、有限な大きさの被加熱物においても浸透深さは渦電流が流れている表面層の目安となり、渦電流が表面に集中する程度は加熱コイルに流す交番電流の周波数、被加熱物の物性値である電気抵抗率と比透磁率に依存する。

仮に鋼の電気抵抗率が  $1 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  で変わらないとして、式(1.4)において比透磁率を 30 とした場合の浸透深さに対する交番電流の周波数の影響を計算し、その結果を Fig. 1-12 に示す。例えば  $f$  が 10 kHz の場合に  $\delta$  は 0.29 mm となる。非常に薄い表面層のみで発熱は発

生し、これが表面を通して外部に熱輻射と熱伝達で逃げる一方で、熱伝導により被加熱物のより深い箇所に伝わる。このため、表面のみを加熱したい場合には昇温速度を速くし、高い周波数を選択することが効果的である。逆に、内部まで加熱したい場合には昇温速度を遅くし、低い周波数を選択することが効果的である。

以上の結果は被加熱物が強磁性体の状態である場合のことであり、焼もどしの場合などに該当する。しかし、オーステナイト化の場合において、昇温過程の途中でキュリー点以上になると、常磁性体の状態に変わるために状況がかなり違ってくる。Fig. 1-12 には比透磁率が1の場合の計算結果を併せて示した。強磁性体の状態と比べて浸透深さは $\sqrt{\mu_r}$ 倍となる。したがって、より深い箇所での発熱が起こる。これが被加熱物の温度上昇に及ぼす影響については4.4.1で述べる。

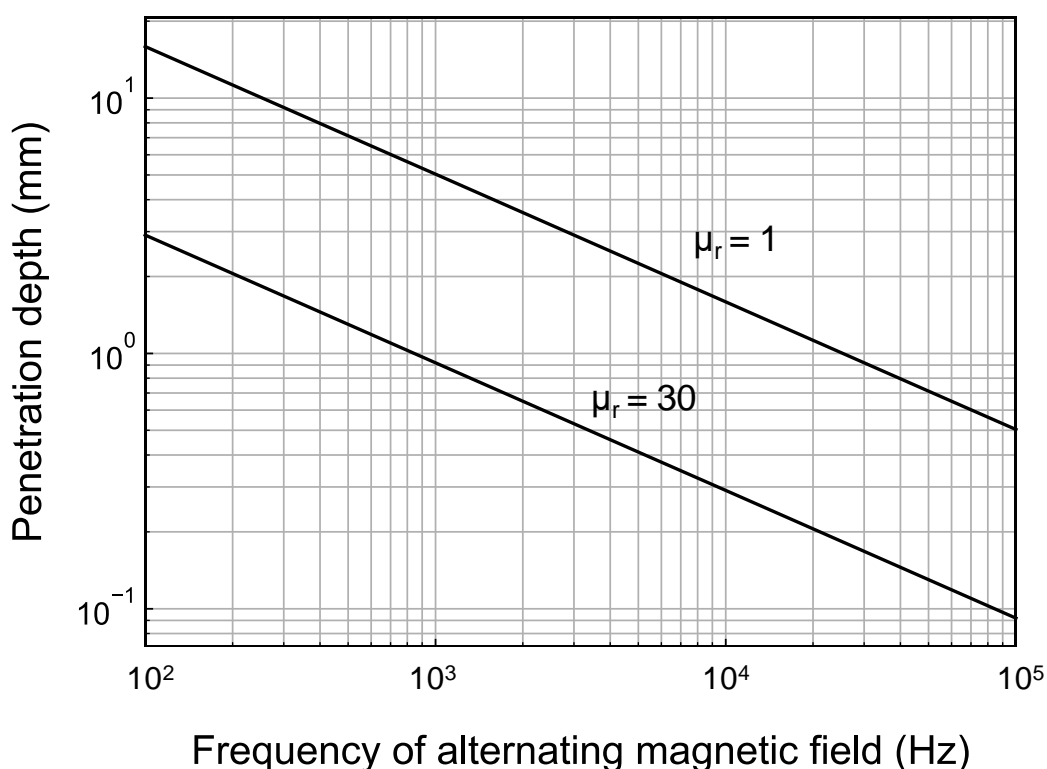


Fig. 1-12 Relationship between the frequency of alternating magnetic field and the penetration depth of magnetic flux.



IH 加熱では渦電流が被加熱物の表面に集中して流れるという特性から、通常では表面焼入れや部分焼入れの用途に使われる。実際、部品の表面のみを加熱し、冷却剤を噴射して表面のみを焼入れる高周波焼入れ技術は自動車部品をはじめとする数多くの機械部品の製造に適用され、焼もどしとのインライン化は安定した熱処理条件の再現を部品にもたらし、ところが、IH 加熱が全体焼入れの用途に使われることは少ない。JIS 6905:1995「金属製品熱処理用語」(3) 高エネルギー熱処理の 3213 番 高周波焼入れにおいては「通常は表面硬化焼入れを目的とするが、無心焼入れを目的とする場合がある」と記され、無心とは内部まで焼入れされた全体焼入れの状態を指すが、実際には満足いく全体焼入れを行うことは容易ではない。

熱処理全般において最も重要視されるのは被加熱物の均熱性である。このため、IH 加熱においては均熱になる加熱コイル形状の予測が設計・製作の前に必要となる。

(1) 加熱は渦電流のジュール損によりなされ、渦電流は磁束の変化により発生することから、磁束分布が重要であり、磁束密度が高い箇所ほど発熱量が大きい。しかし、加熱コイルが作る磁界に誘導された被加熱物中の磁化と渦電流が磁界を作り、これらが重畳するために、たとえ被加熱物が単純な形状であったとしても正味の磁束分布を予測することは非常に難しい。

(2) 仮に何らかの手段で磁束分布がわかったとすると、それぞれの箇所でのジュール損による発熱量を計算することまではできる。しかし、表面からの外部への熱の逃げと内部への熱伝導により被加熱物の温度分布の時間発展は決まるために、途中の温度履歴および最終的な温度分布を予測することは非常に難しい。

(3) 目標とする熱処理温度が高い場合、被加熱物の物性値が温度によらず一定であるとする仮定は、対象温度域が広いために適切ではない。実現象との間に大きな偏差を生じるために、予測においては物性値の温度依存性を考慮すべきである。IH 加熱において問題となる物性値としては、 $B-H$  特性、電気抵抗率、比熱と熱伝導率があり、それらの温度依存性の取り扱い方によって予測の実現象に対する確度に影響がでる。

(4) 通常の鋼種においては均熱性のみでほぼよいが、4.1 で述べるように、SUJ2 鋼のオーステナイト化においては保持時間の一樣性も要求される。このため、熱が被加熱物の発熱部から内部に熱伝導で伝わる過程での時間遅れも考慮しなければならない。

以上のような困難さが実際に存在するために、日本熱処理技術協会が行ったアンケートでは、会員は解決すべき技術課題の一番に「加熱コイルの設計製作・管理」が挙げられている<sup>25)</sup>。

### 1.3.2 IH 加熱の連成有限要素法解析

上述したように、SUJ2 鋼のオーステナイト化に用いる加熱コイルの設計・製作には大きな困難さが伴い、熱処理設備を作り上げるまでには時間とコストがかかる。さらに、加熱コイルに流す電流値を制御することで被加熱物に所望のヒートパターンを与えるスケジューリングに対しても設計・検証する作業が必要である。オーステナイト化の均熱性と保持時間の一様性を達成する技術に対して、実験的な試行錯誤により経験的に最適化することに代えて、CAE 技術を活用することによりコンピュータ上で加熱コイルを設計し、動作を模擬できれば、装置面と制御面から全体焼入れが可能となる技術を具体的に提案することができ、その達成に至るまでの開発期間の短縮や実物試作工数の低減に大いに役立つ。

実際に、IH 加熱においてシミュレーションの対象とすべきは電磁界解析と熱伝導解析であり、これらを連成させて被加熱物の温度分布の時間発展を解くことができれば、前節で述べた困難さは一挙に解決する。その数値計算法としては有限要素法が用いられ、鋼の熱処理に対する計算手法の開発の歴史は堀野孝氏の学位論文に詳しくレビューされている<sup>26)</sup>。すでに連成有限要素法は、研究・開発の段階からソルバーが解析ツールとして販売されるレベルにまで発展し、弾塑性、熱、流れ、電磁界などの物理現象が組み合わさった幅広いマルチフィジックスの解析対象において盛んに活用されている。

熱伝導解析においては、非定常熱伝導方程式

$$dc_p \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \left( \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2} \right) T + \dot{Q}$$

が支配方程式である。ここで、 $T$  (°C) は位置  $(x, y, z)$  での温度、 $d$  ( $\text{kg}/\text{m}^3$ ) は密度、 $c_p$  ( $\text{J}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C})$ ) は比熱、 $\lambda$  ( $\text{W}/(\text{m}\cdot^\circ\text{C})$ ) は熱伝導率である。 $\dot{Q}$  ( $\text{J}/\text{m}^3$ ) は位置  $(x, y, z)$  での単位体積あたりの発熱量であり、本研究の場合においては渦電流によるジュール損となる。これは以下に述べる電磁界解析から与えられる。この式を有限要素法により解く際に<sup>27)</sup>、表面層が発熱源となるために熱輻射と熱伝達による外部への熱の逃げに関する境界条件の取り扱いが鍵となる。

一方、電磁界解析においては Maxwell の電磁方程式

$$\text{rot}\mathbf{H} = \mathbf{j} + \frac{\partial\mathbf{D}}{\partial t}$$

$$\text{rot}\mathbf{E} = -\frac{\partial\mathbf{B}}{\partial t}$$

$$\text{div}\mathbf{B} = 0$$

$$\text{div}\mathbf{D} = \rho_f$$

が支配方程式である。ここで、 $\mathbf{B}$  (T) は磁束密度、 $\mathbf{H}$  (A/m) は磁界の強さ、 $\mathbf{D}$  (C/m<sup>2</sup>) は電束密度、 $\mathbf{E}$  (V/m) は電界の強さ、 $\mathbf{j}$  (A/m<sup>2</sup>) は電流密度、 $\rho_f$  (C/m<sup>3</sup>) は真電荷の密度である。また、媒質の電磁氣的構成方程式においては

$$\mathbf{B} = \mu_0\mu_r\mathbf{H}$$

$$\mathbf{D} = \varepsilon_0\varepsilon_r\mathbf{E}$$

$$\mathbf{J} = \frac{1}{\rho}\mathbf{E}$$

を仮定する。ここで、 $\mu_0$  (N/A<sup>2</sup>) は真空の透磁率、 $\varepsilon_0$  (C/(V·m)) は真空の誘電率、 $\mu_r$  は媒質の比透磁率、 $\varepsilon_r$  は媒質の比誘電率、 $\rho$  (Ω·m) は媒質の電気抵抗率である。

磁気ベクトルポテンシャル  $\mathbf{A}$  (T·m) および電気スカラーポテンシャル  $\phi$  (V) を導入し、 $\mathbf{B}$  と  $\mathbf{E}$  を電磁ポテンシャル ( $\phi, \mathbf{A}$ ) により

$$\mathbf{B} = \text{rot}\mathbf{A}$$

$$\mathbf{E} = \frac{\partial\mathbf{A}}{\partial t} - \text{grad}\phi$$

と表しておく。これらを用いて以上の式から  $\mathbf{B}$  と  $\mathbf{E}$  を消去すると、 $\mathbf{A}$ - $\phi$  法の基本方程式

$$\text{rot}\left(\frac{1}{\mu_0\mu_r}\text{rot}\mathbf{A}\right) = \mathbf{j}_0 - \frac{1}{\rho}\frac{\partial\mathbf{A}}{\partial t} - \text{grad}\phi$$

が得られる<sup>28, 29)</sup>。ここで  $\mathbf{j}_0$  は強制電流である。さらに渦電流に関する連続の式

$$\text{div}\left(\frac{\partial\mathbf{A}}{\partial t} + \text{grad}\phi\right) = 0$$

を付け加えることで、4つの未知変数 ( $\phi, \mathbf{A}$ ) に対して式が4つとなるため、 $\phi$  と  $\mathbf{A}$  を解くことができる。時間微分の項については定常状態において電磁界が時間に対して角周波数  $\omega$  (rad/s) で正弦波的に変化すると仮定して変数分離する。複素単位を  $i$  としてそれぞれの物理量を複素数表示し、時間微分  $\partial/\partial t$  を  $i\omega$  で置き換えることで位置  $(x, y, z)$  のみに関す

る偏微分方程式に帰着させることができ、有限要素法によりこれを解くことで被加熱物の内部の渦電流密度分布が求まる。得られた渦電流密度を用いてジュール損は

$$\dot{Q} = \frac{\rho}{2} |\bar{j}_e|^2$$

で与えられる。ここで、 $\bar{j}_e$ は複素数表示された渦電流密度である。

本研究での解析の連成は弱連成形式とした。強連成では各現象の支配方程式を統合することで一括して解くためにより精度の高い計算が可能になるが、支配方程式を離散化した際に大規模な連立方程式になるために計算時間がかかる。一方、弱連成では個々の現象を別々に解き、計算する時間ステップごとに計算結果を次の現象に境界のデータとして受け渡して計算する手法であるため、計算時間は短くてすむ。

解析対象に対して、初期条件と境界条件を設定した後、まず電磁界解析を行う。それから被加熱物の内部の電流密度分布が求まるため、ジュール損による発熱の空間分布が求まる。次に、熱伝導解析にその発熱に関するデータを渡し、熱伝導方程式を解くことで微小時間  $\Delta t$  (s) 後の温度分布を求める。最後に、電磁界解析に温度分布に関するデータを渡し、温度変化に対する被加熱物の物性値の変化を修正することで温度依存性を考慮し、Maxwell の電磁方程式を解くことで  $\Delta t$  後の電磁界分布を求める。これらのステップにより  $\Delta t$  後の温度分布と電磁界分布が得られるため、これを出発点としてさらに  $\Delta t$  後の温度分布と電磁界分布を求め、双方向の前進型反復を繰り返す。

#### 1.4 本研究の目的と論文の構成

本研究の目的は、SUJ2 鋼において焼入れ焼もどし後の機械的特性が優れた IH 加熱の条件を探索し、その条件で被加熱物が全体焼入れされる熱処理技術および設備を提案することにある。ただし、IH 加熱では単品処理が基本であり、炉加熱の場合と比較して生産性が低いので、軸受 1 個あたりの処理時間を短くする必要がある。そのため加熱温度を高くすることになり、炭化物がオーステナイトへ溶解する速度は高温にするほど速いために時間を短縮できる。炉加熱による通常の場合と比較して 100°C ほど高くし、具体的には 900, 950, 1000 °C の 3 水準のオーステナイト化温度とした。

前半部においては、残留炭化物量とオーステナイト化温度に着目し、金属学的組織に及ぼす影響をまず調査した。SUJ2 鋼に対してそのように極端な高温で短時間のオーステナイト化後に焼入れ焼もどしを施した事例は皆無に近い。次に、炉加熱による通常の場合の

被加熱物（以後、炉加熱品と呼ぶ）をベンチマークとして、機械的特性が炉加熱品と同等以上となるような IH 条件を探索した。

後半部においては、IH 加熱を利用する技術開発のためのツールとして連成有限要素法シミュレーションを適用する可能性について検討した。オーステナイト化温度に至るまでの過程を対象として、実現象に対するシミュレーションの確度を検証した。最適化の試行錯誤を実験からシミュレーションに置き換えることにより、IH 加熱による全体焼入れ熱処理に関する技術開発と設備開発に対して大幅な期間短縮とコスト削減をもたらすことを目的とする。

本章以降は、以下に示す内容で構成される。

第2章においては、IH 加熱による焼入れ焼もどし過程について述べた。炉加熱の場合と違って IH 加熱によるオーステナイト化の場合には大気中で加熱が行われることで被加熱物の表面に酸化や脱炭が起こるために、劣化した表面層の厚みを把握しておく必要がある。また、炉加熱の場合の標準的な焼もどし温度は 160~180°C 程度であるが、IH 加熱では 0.1 s オーダの時間精度で制御が可能であるために焼もどし温度をさらに高くすることで加熱時間を短くすることができ、本研究で採用する焼もどし温度と時間を決定した。

さらに、最も重要な課題がオーステナイト化温度と時間が金属学的組織に及ぼす影響についてである。これらのパラメータはマトリクス中の炭素量を規定し、通常では炭化物が約 6~8 vol% だけ残るように調整した後に焼入れる。このため、オーステナイト化温度が炭化物の溶解の速さに及ぼす影響を調べた。リング形状の試験片において焼入れ焼もどし後の断面を観察し、像中での炭化物の面積率より残留炭化物量を評価することで、オーステナイト化温度と時間から残留炭化物量を推定する実験式を導き出した。オーステナイト化前の冷間加工の有無による溶解の速さの違いについても調べ、炭化物の溶解機構について考察を行った。

一方、オーステナイト化温度と時間を調整することで同じ残留炭化物量にしたとしても、オーステナイト化温度が違えば焼入れ温度が異なるために、マルテンサイトと残留オーステナイトの量と質が影響を受ける。このため、X 線回折により構成要素の量に対するオーステナイト化温度と時間の依存性を調べ、併せて旧オーステナイト結晶粒度、硬さ、マルテンサイトブロックサイズなどの金属組織学的性質も測定した。

第3章においては、機械的特性に及ぼす焼入れ条件の影響について述べた。評価項目は、加速試験における寸法変化率、セラミック球の圧下に対する耐圧痕形成性、サバン型摩耗

試験における耐摩耗性，2 円筒試験における耐表面損傷性，超音波せん断疲労試験におけるせん断疲労強度および深溝玉軸受 6206 での転動疲労寿命である。炉加熱品をベンチマークとし，これに対してすべての機械的特性において同等以上となる条件を探索した。

さらに，主に残留オーステナイト量，マルテンサイト量および残留炭化物量に着目した回帰計算により，それぞれの評価項目に対して支配的となる因子を抽出し，第 2 章で述べた金属学的組織との関係について考察を行った。

第 4 章においては，連成有限要素法によるオーステナイト化の昇温過程のシミュレーションについて述べた。まず，解析ソルバーに組み込むための被加熱物の物性値の温度依存性を測定した。次に，薄肉リングと厚肉リングにおいてオーステナイト化の昇温過程のシミュレーションを行った。これを試験結果と比較することで実現象に対する確度を検証し，解析に用いた物性値に対する仮定や補正に関して考察を行った。

最後に，第 5 章においては，本論文を総括した。

## 第2章 IH 加熱によるオーステナイト化における炭化物の溶解挙動

### 2.1 本章の目的

鋼の焼入れを支配する主な因子はマトリクス中に溶け込んでいる炭素量と焼入れ温度である。マトリクス中の炭素は炭化物よりもたらされる。このため、オーステナイト化前の供試材中の炭化物の状況をまず把握しておく必要がある。

次に、焼入れで実際に管理できるパラメータはオーステナイト化温度と時間である。これらのパラメータを設定すると焼入れ後の残留炭化物量が決まり、必然的にマトリクス中に溶け込んでいる炭素量も決まる。このため、オーステナイト化温度と時間から残留炭化物量を推定する実験式を導き出した。

ただし、IH 加熱は大気中で行われ、吸熱型変性ガスを用いていないために試験片の表面には酸化や脱炭などにより劣化した層が形成される。以下の評価では表面が測定の対象となるものがほとんどであり、劣化した層の厚みと比較して十分な厚みの表面層を除去した後の試験片を測定に用いなければならない。このため、この表面層の厚みをあらかじめ評価した。

焼入れたままのマルテンサイトは非常に脆いために、韌性を持たせる目的で焼入れた後に必ず焼もどしが施される。これに IH 加熱を適用すると炉加熱による焼もどしと比較して時間に対する高精度な制御ができるために、焼もどし温度を高温にすることで短時間に所望の硬さにすることが可能となる。このため、焼もどし温度と時間から焼もどし後の硬さを推定する実験式を導き出し、焼もどしに適した条件を IH 加熱において決定した。

この条件で焼もどした後に試験片が炭化物、残留オーステナイトとマルテンサイトのみに構成されると仮定して、X 線回折 (XRD) により構成要素の量を評価した。ビッカース硬さ試験により試験片の硬さを測定し、光学顕微鏡により観察された像から旧オーステナイト結晶粒度を測定した。また、走査電子顕微鏡 (SEM) を用いて電子線後方散乱回折分析 (EBSD) によりマルテンサイトブロックサイズを測定した。

最後に、オーステナイト化前に供試材に施す冷間加工の影響を明らかにした。軸受の製造において切削加工以外に冷間鍛造により製品に近い形状に成形してからオーステナイト化を施すことがよくある。Beswick は冷間加工された SAE52100 鋼に 830~860°C でオーステナイト化を施すと未加工の場合と比較して炭化物の溶解が加速されることを報告した<sup>1)</sup>。

IH 加熱においてはオーステナイト化の温度域がかなり違うため、本研究では  $A_3$  点以上の  $920^\circ\text{C}$  での溶解の加速の有無を確認した。

以上の結果に基づいて、クロムの拡散律速による体拡散と粒界拡散の観点から炭化物の溶解の機構を考察した。

## 2.2 実験方法

### 2.2.1 IH 加熱によるオーステナイト化の方法

リング形状の試験片に対して直列共振型高周波電源による IH 加熱を行った。Fig. 2-1 に示すように、周波数  $80\text{ kHz}$  の高周波焼入れ機（高周波熱錬製）を用い、加熱コイルは外径  $103\text{ mm}$ 、内径  $74\text{ mm}$ 、高さ  $22\text{ mm}$  の寸法のシングルターンコイルとした。試験片の外径面と内径面の中央に溶接した熱電対で試験片の温度をモニターし、外径面の温度により加熱コイルに流す電流値をフィードバック制御した。オーステナイト化温度を  $900\sim 1000^\circ\text{C}$  の範囲に設定し、所望の時間だけ保持した。



Fig. 2-1 Experimental set-up of IH-heating.



2.3.1 や 2.3.3.2 で結果を述べる冷間加工を施していない未加工の試験片のオーステナイト化の実験においては、リング形状の試験片の寸法は内径 53.7 mm, 外径 60.3 mm, 高さ 15.3 mm とした。オーステナイト化温度は 900, 950, 1000°C の 3 水準に設定し、オーステナイト化時間を 900°C の場合で 11~316 s, 950°C の場合で 3~65 s, 1000°C の場合で 0.7~10.3 s とすることで、残留炭化物量が 3.5~12.1 vol% の範囲となるようにした。その後、70°C のコールドクエンチオイル（焼入強烈度 H: 約 0.14 cm<sup>-1</sup>）に試験片を焼入れ、温度が 100°C に達するまで冷却してから大気中に取り出した。

オーステナイト化温度を 900°C とし、オーステナイト化時間を 57.5 s とした場合の試験片の温度履歴を Fig. 2-2 に例示する。所望のオーステナイト化温度に達するまでは加熱コイルに流す電流値を 1300 A で一定にすることで急速昇温し、30°C から 900°C に達するまでの時間は約 8 s であった。図中の a 点からフィードバック制御を開始し、904°C までオーバーシュートするが、すぐに安定することで 900 ± 0.5 °C の範囲に保たれた。また、図中の破線は内径面の温度を表すが、900°C に達してからは外径面の温度に対する内径面の温度に時間遅れが生じていないため、温度がほぼ均一の状態です試験片がオーステナイト化された。なお、b 点から c 点の間におけるオーステナイト化の完了から焼入れまでの間の温度の低下は焼入油槽に搬送する際の大气中への放冷による。

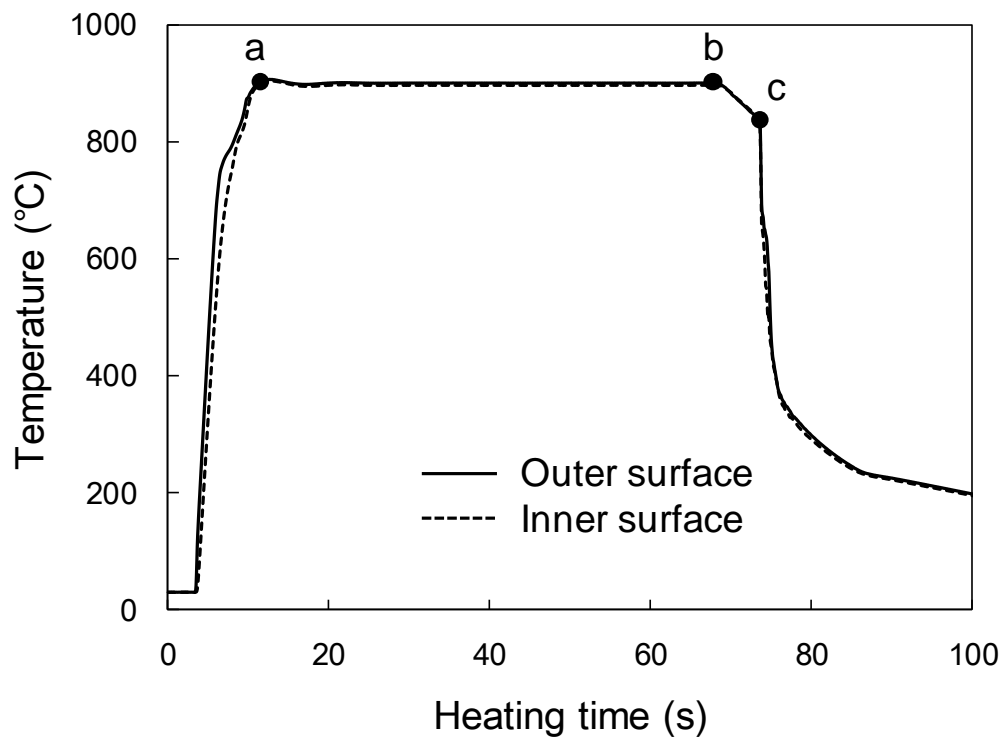


Fig. 2-2 Temperature change of a specimen during IH-heating.

2.3.3.3 で結果を述べる冷間加工を施した試験片のオーステナイト化の実験においては、内径 54.6 mm、外径 62.6 mm、高さ 17.6 mm のリング形状の試験片を冷間加工が施されていない未加工の参照用試験片とした。一方、鍛造により冷間加工された試験片においては、まず内径 42.4 mm、外径 52.4 mm、高さ 17.2 mm と内径 28.9 mm、外径 42.3 mm、高さ 17.2 mm のリング形状に削り出し、その後に鍛造によりいずれもが内径 54.6 mm、外径 62.6 mm、高さ 17.6 mm となるように成形した。鍛造前の半径方向の肉厚がそれぞれ 5.0 mm と 6.7 mm であるのに対して鍛造後にはともに 4.0 mm であり、肉厚減少率が 20% と 40% であるため、以後これらをそれぞれ圧下率 20% の試験片と圧下率 40% の試験片と呼ぶ。オーステナイト化時間は 0、10、40 s の 3 水準に設定し、オーステナイト化温度は 920°C で同じとした。その後、水を噴射することで試験片を焼入れた。

## 2.2.2 IH 焼もどしの条件の決定方法

2.2.1 で述べた高周波焼入れ機を用いて IH 焼もどしを行った。2.3.1.2 で述べる IH 条件が 950-8 の試験片においては焼入れ後の残留炭化物量が 7.6 vol% であるが、Table 2-1 に示す条件で温度が 180~320°C で、時間が 0.2~7200 s の焼もどしをこの試験片に対して施した。ちなみに、炉加熱の場合の標準的な焼もどし温度は 160~180°C 程度であり、焼もどし時間は 1~4 h 程度であるため、この IH 焼もどしではかなり高温短時間の条件となっている。焼もどし後の硬さを測定することで IH 焼もどしに適した条件を決定した。

硬さの測定にはビッカース硬さ試験機 (MVK-G3, アカシ製) を用いた。鏡面研磨された表面に 300 gf の荷重で圧子を押し込み、それぞれの試験片において 5 箇所硬さを測定した。平均値をその試験片の硬さとした。

Table 2-1 Conditions of tempering in 950-8 specimens.

tempering temperature (°C)	holding time (s)	hardness (HV)
180	7200.0	757
230	44.1	766
240	30.4	763
240	42.7	748
240	42.7	752
240	42.7	749
240	44.3	755
240	168.2	726
240	394.5	713
280	0.2	751
280	20.0	716
280	42.9	719
280	120.0	704
280	341.3	707
300	111.5	688
320	31.3	697

### 2.2.3 X線回折による構成要素の評価方法

XRDにより試験片の構成要素の量を測定した。IH加熱により焼入れ焼もどしを施した試験片に対して劣化した表面層を除去する目的で外径面から100  $\mu\text{m}$ の電解研磨を行った。迅速型X線応力測定装置(PSPC/MSF-3M, リガク製)を加速電圧30 kV, 電流10 mAの条件に設定し, 試験片の表面の2 $\times$ 2 mm程度の矩形領域をCr-K $\alpha$ 線で照射した。

オーステナイト化温度を950 $^{\circ}\text{C}$ , オーステナイト化時間を14.5 sとした場合の試験片で測定された回折プロファイルの例をFig. 2-3に示す。残留オーステナイト{220}面とマルテンサイト{211}面の回折ピークの積分強度より残留オーステナイト量とマルテンサイト量の比を求めた。残留炭化物量が既知であるため, 残留炭化物, 残留オーステナイトとマルテンサイトのみで試験片が構成されると仮定すると, 残留オーステナイト量とマルテンサイト量を求めることができる。

また, マルテンサイトの{211}面の回折ピークの半価幅に着目することで, マトリクス中の残留ひずみを定性的に評価した。

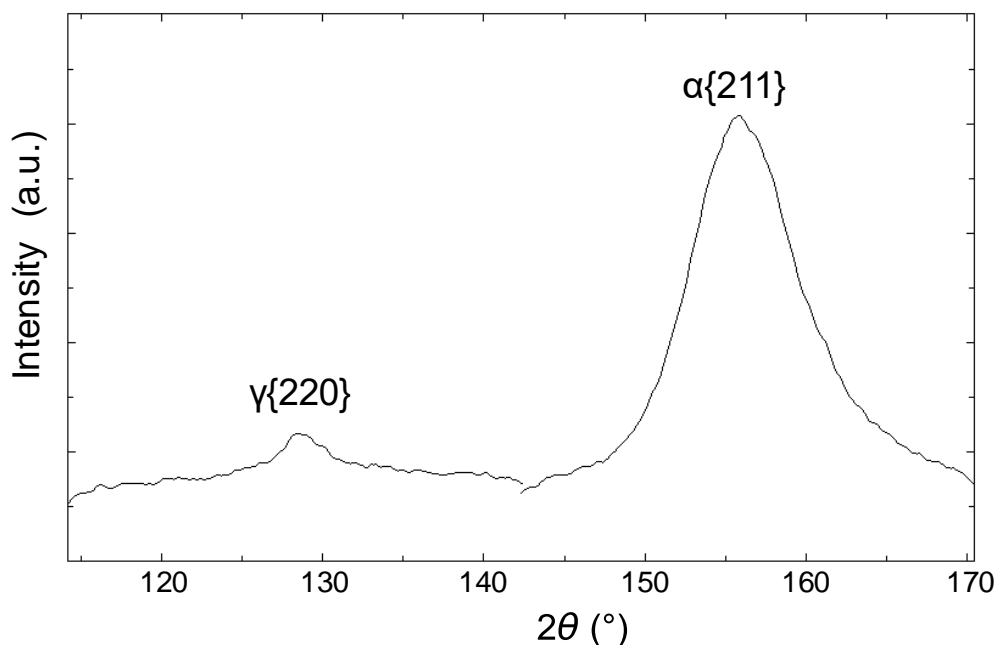


Fig. 2-3 XRD profile of an IH-heated specimen (austenitized for 14.5 s at 950 $^{\circ}\text{C}$  and tempered for 43.2 s at 230 $^{\circ}\text{C}$ ).

#### 2.2.4 残留炭化物量の測定方法

1.2.1 で述べた方法により，SEM 像における像中に占める炭化物の断面の面積比率を残留炭化物量とみなした．焼入れ焼もどしを施した試験片の軸方向に対して垂直な断面を鏡面研磨した後，ピクリン酸エタノール溶液で腐食し，SEM（S3000，日立ハイテクノロジー製）により観察した．

オーステナイト化温度を 900°C，オーステナイト化時間を 70 s とした場合の試験片での観察例を Fig. 2-4 に示す．像中において白色のコントラストの球状粒子が炭化物であり，均一に分布しているように見える．一方，供試材の巨視的な組織を光学顕微鏡で観察した結果を Fig. 2-5 に示す．炭化物を着色するためにピクルルで腐食したため，色の濃淡は炭化物の量に対応する．圧延方向に平行な縞模様は縞状偏析と呼ばれ，溶鋼の凝固過程で発生した樹枝状偏析が熱間圧延により引き伸ばされることにより生じたものである．

したがって，試験片における炭化物の分布が SEM 像では均一にみえても，巨視的には元の樹枝状偏析に由来するばらつきを引き継ぐ．このため，樹枝状偏析の方向に対して垂直な方向に連続で 15 枚の SEM 像を 2000 倍で撮影した．画像解析により 2 値化を行い，像中に占める残留炭化物の面積比率を算出し，平均値をその試験片全体を反映する炭化物量とした．

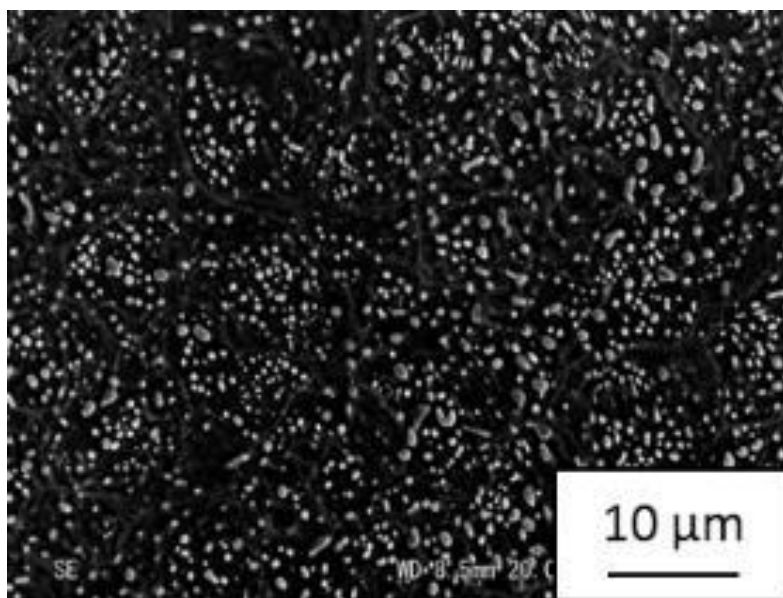


Fig. 2-4 SEM micrograph of undissolved carbides in a tempered specimen.

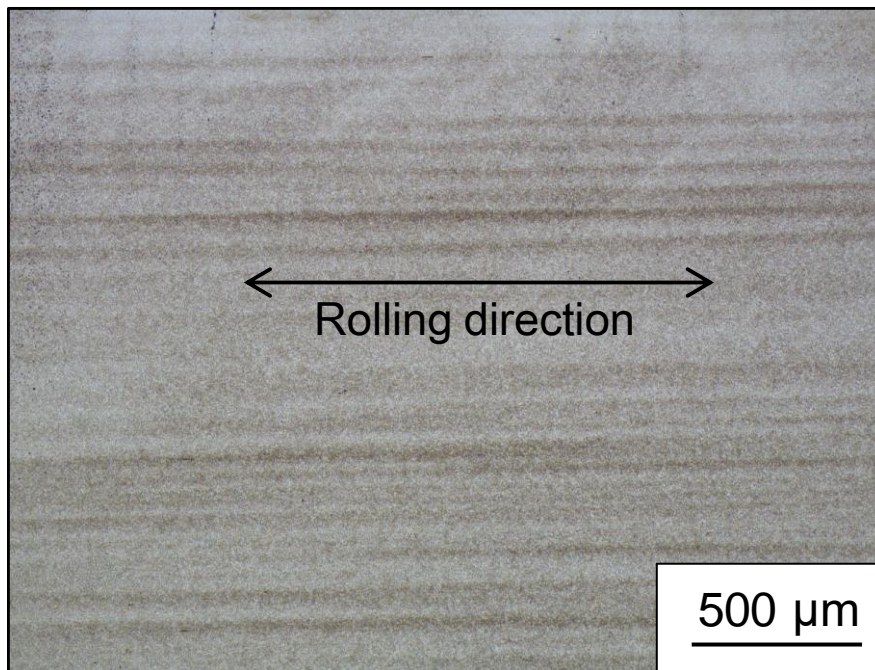


Fig. 2-5 Macroscopic structure of an as-received SUJ2 steel etched with Picral.

### 2.2.5 炭化物の評価方法

炭化物そのものを評価するため、炭化物をマトリクスから抽出分離した。純水 200 mL に濃塩酸 2 mL を加えた液を電解液として、電圧 0.5 V で電解研磨を行った。陰極側の対向電極はステンレス板とした。試験片の表面に炭化物が残され、分離された炭化物に対して誘導結合プラズマ (ICP) 発光分光による分析、XRD による測定、SEM および透過電子顕微鏡 (TEM) による観察を行った。

ICP 発光分光装置 (CIROS Mark II, リガク製) による分析においては、抽出した炭化物を酸分解法およびアルカリ溶融分解法により処理することで測定溶液を調製した。XRD (Rotaflex, リガク製) による測定においては Cu-K $\alpha$  線を線源とし、 $\theta$ - $2\theta$  法で  $20^\circ \leq 2\theta \leq 80^\circ$  の範囲を  $0.01^\circ$  のステップ角で走査した。また、TEM (H-9000, 日立ハイテクノロジーズ製) による観察においては電子線の加速電圧を 300 kV とした。

## 2.2.6 その他の測定方法

### (1) 旧オーステナイト結晶粒度の評価方法

ASTM E112 に規定された交点切断法に基づいて旧オーステナイト結晶粒度を測定した。オーステナイト化後の試験片に対してはピクリン酸を主成分とする腐食液に浸すことでマトリクスの粒界を現出させ、光学顕微鏡により観察した。それぞれの試験片において5箇所の旧オーステナイト結晶粒度を測定し、平均値をその試験片の旧オーステナイト結晶粒度とした。一方、オーステナイト化前の試験片に対しては、この方法では粒界が明瞭に現出しなかったため、高周波グロー放電によるスパッタリング処理<sup>2)</sup>を行った。

### (2) マルテンサイトブロックサイズの評価方法

EBSD 装置 (Hikari High Speed EBSD Detector, TSL 製) を装備した電界放射型 SEM (SUPRA40VP, Zeiss 製) を用いてマルテンサイトブロックサイズを測定した。この測定では 70° 程度に傾斜させた試験片に電子線を照射することで得られるエレクトロンチャネリングパターンから結晶方位を解析し、それからマルテンサイトの逆極点図マップを作成する。電子線の加速電圧を 20 kV とし、15×15 μm の矩形領域を 0.03 μm のステップで走査した。

マルテンサイトは旧オーステナイト粒界で核生成し、同じ晶癖面を持つラスが粒内に向かって隣接しながら次々と核生成することで平行なラスの領域が形成される。このため、Fig. 2-6 に示すように、旧オーステナイト結晶粒はいくつかのポケットに分割されるが、そのポケットはブロックで構成され、さらにブロックの中に多数のラスが存在するという複雑な階層構造を持つ<sup>3,4)</sup>。この階層構造の中でブロックに着目し、方位差が 5° 以下の結晶で構成される領域を 1 つのブロックとみなして、その面積  $s$  (m<sup>2</sup>) を等しい面積の円で置き換えることで  $d_{eq} = 2\sqrt{s/\pi}$  (m) を相当円直径とし、それをマルテンサイトブロックサイズとみなした。

### (3) 劣化した表面層の厚みの評価方法

IH 加熱による焼入れ焼もどしを施された試験片の断面において、表面から深さ方向への炭素濃度を電子線マイクロアナライザ (EPMA-1600, 島津製作所製) により測定し、劣化した表面層の厚みを評価した。電子線のスポット径は  $\phi 2 \mu\text{m}$  とし、表面から 0.5 mm の深さまでを 2 μm のステップで線分析した。

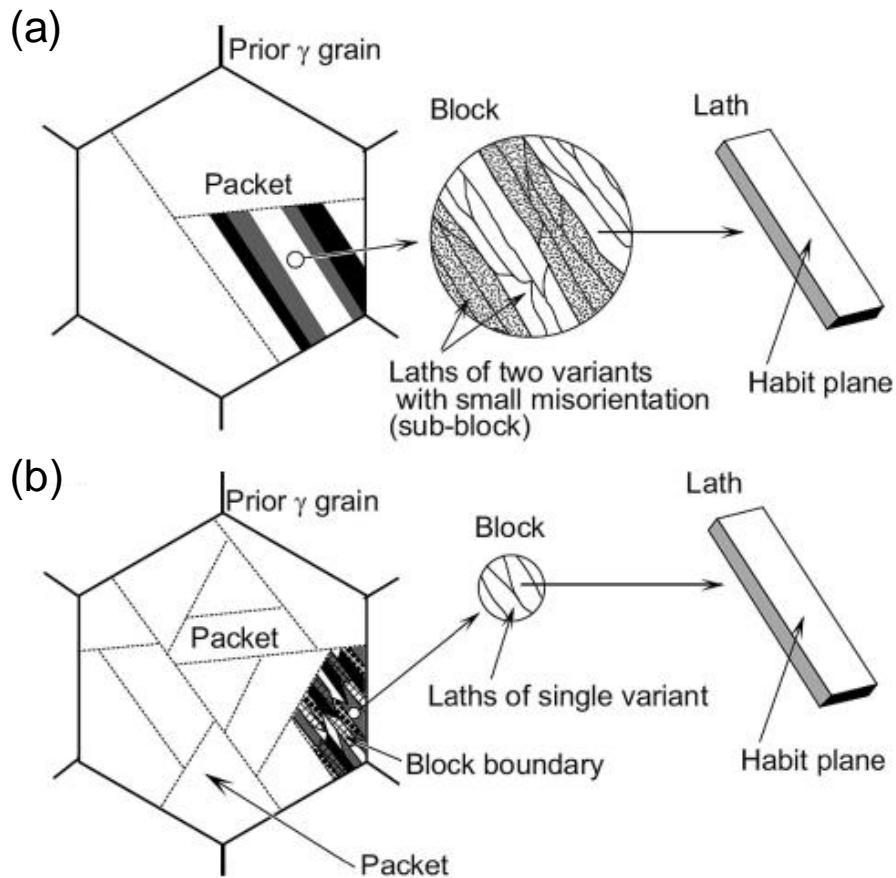


Fig. 2-6 Lath martensite structure in (a) ultra-low and low carbon and (b) high carbon steels.<sup>3)</sup>

#### (4) 炭化物とフェライトマトリクスの微細構造の評価方法

電界放出型 SEM (Merlin, Zeiss 製) を用いて鏡面研磨した試験片の断面の 2 次電子像を観察した。電子線の加速電圧は 1.5 kV とした。加速電圧 10~20 kV の通常の観察条件ではセメントナイトとマトリクスはほぼ同じ明るさの像となるが、1.5 kV の観察条件とすることで両方を明瞭に区別できる。さらに本装置における 2 次電子像ではエレクトロチャネリング効果によりフェライト結晶の方位に起因するコントラストをマトリクス中に観察することが可能である。



## 2.3 結果

### 2.3.1 IH加熱により焼入れ焼もどしを施した試験片の評価結果

#### 2.3.1.1 IH加熱により劣化した表面層の厚みの評価結果

オーステナイト化温度は900°Cで同じであるが、残留炭化物量がそれぞれ4, 8, 12 vol%である試験片の断面において、炭素濃度を表面から深さ方向に測定した結果を Fig. 2-7 に示す。図中の水平な破線は0~0.5 mmのすべての測定位置での炭素濃度を平均した値を表す。これを脱炭が起こっていない場合での炭素濃度とし、それより低い炭素濃度の領域を脱炭により劣化した表面層と判断した。

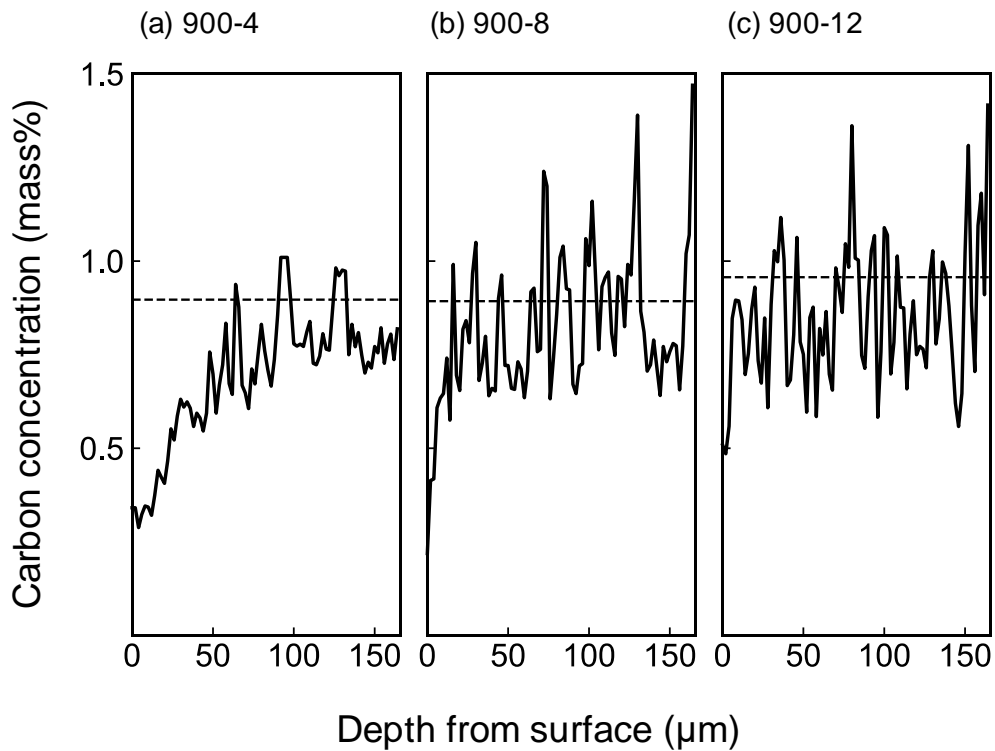


Fig. 2-7 Depth profile of carbon concentration in specimens IH-heated at 900°C.

オーステナイト化温度がそれぞれ 900, 950, 1000°C の試験片における劣化した表面層の厚みに対するオーステナイト化時間の影響を Table 2-2 と Fig. 2-8 に示す。ただし、表中の左端には試験片の略称を定義し、ハイフンでむすんだそれぞれの数字はオーステナイト化温度と公称の残留炭化物量を意味する。

いずれのオーステナイト化温度においても残留炭化物量 12 vol% では測定精度の範囲内で劣化は認められず、残留炭化物量 4 vol% と 8 vol% ではわずかな厚みの劣化した表面層がみられた。劣化した表面層の厚みは残留炭化物量 8 vol% の場合に最大で 20 μm、4 vol% の場合に 80 μm であった。したがって、本研究における試験片に対しては IH 加熱による焼入れ焼もどし後に 100 μm 程度の表面層を除去すれば十分であることがわかった。

大気にさらされた試験片の表面において溶け込んでいる炭素が酸化されることで脱炭が起こるため、劣化した表面層の厚みはマトリクス中の炭素の拡散により律速される<sup>5)</sup>。温度  $T$  (°C) におけるオーステナイト中での炭素の拡散係数  $D$  (m<sup>2</sup>/s) が

$$D = 4.7 \times 10^{-5} \exp\left(-\frac{155 \times 10^3}{8.31(T + 273)}\right)$$

で与えられるとすると<sup>6)</sup>、900, 950, 1000°C においてそれぞれ  $5.84 \times 10^{-12}$ ,  $1.12 \times 10^{-11}$ ,  $2.04 \times 10^{-11}$  m<sup>2</sup>/s となる。オーステナイト化時間  $t$  (s) における劣化した表面層の厚み  $L$  (m) が放物線則

$$L = 2\sqrt{Dt} \tag{2.1}$$

で与えられるとして Fig. 2-8 中に併せて図示した。ただし、SUJ2 鋼のオーステナイト化においてはオーステナイト単相ではなく炭化物と共存する状況での拡散である。したがって、炭化物からの炭素の溶け込みを伴っているために測定結果と式(2.1) の一致は定性的なレベルに留まると考えられる。

Table 2-2 Austenitizing time, temperature and the thickness of decarburized layer.

specimens	thickness of decarburized layer ( $\mu\text{m}$ )	austenitizing time (s)
900-4	80	316.0
900-8	10	58.0
900-12	0	11.0
950-4	50	65.0
950-8	20	15.0
950-12	0	3.0
1000-4	60	10.0
1000-8	20	4.0
1000-12	0	0.7

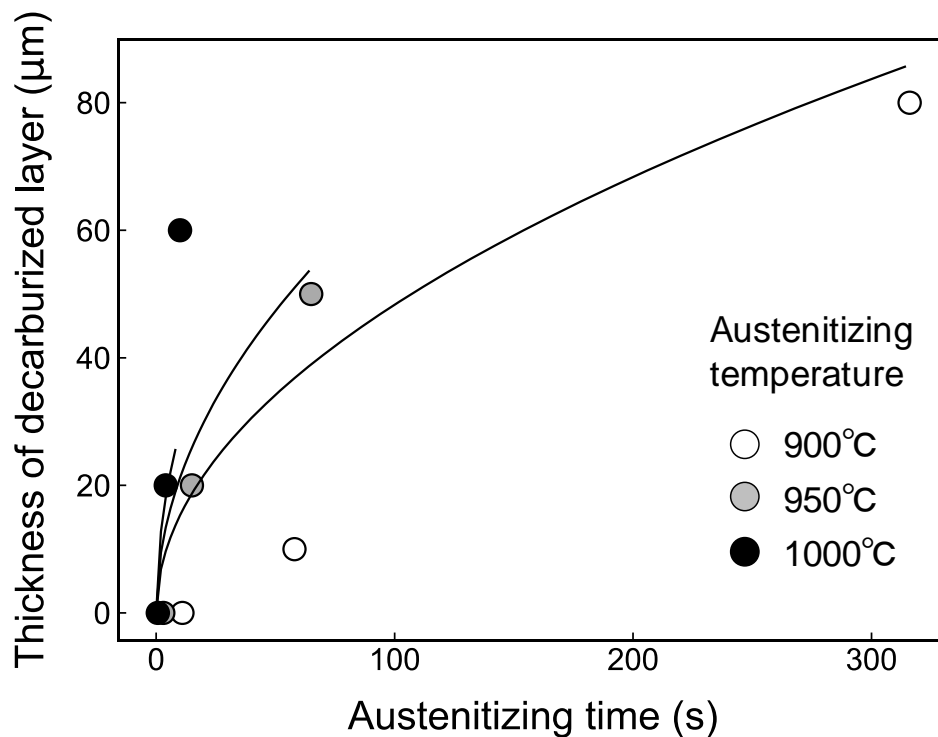


Fig. 2-8 Influence of austenitizing time and temperature on the thickness of decarburized layer.

### 2.3.1.2 X線回折による構成要素の評価結果

XRD による測定から決定されたそれぞれの試験片におけるマルテンサイト量, 残留オーステナイト量と残留炭化物量を Table 2-3 に示す.

Table 2-3 Volume fraction of constituent phases determined with X-ray diffraction.

specimens	austenitizing time (s)	volume fraction (vol%)			carbon content in a matrix (mass%)
		undissolved carbide	retained austenite	tempered martensite	
900-4	316.0	4	14.5	81.5	0.80
900-8	58.0	8	11.2	80.8	0.55
900-10	29.0	10	10.5	79.5	0.41
900-12	11.0	12	8.6	79.5	0.27
950-4	65.0	4	17.9	78.1	0.80
950-8	15.0	8	13.1	78.9	0.55
950-12	3.0	12	10.7	77.3	0.27
1000-4	10.0	4	16.9	79.1	0.80
1000-8	4.0	8	16.5	75.5	0.55
1000-12	0.7	12	14.8	73.2	0.27

残留オーステナイト量に対するオーステナイト化温度と残留炭化物量の影響を Fig. 2-9 に示す. オーステナイト化温度は焼入れ温度と等しい. また, 残留炭化物量が少ないということはマトリクス中に溶け込んでいる炭素量が多いということである. したがって, 焼入れ温度が高く, マトリクス中の炭素量が多いほど残留オーステナイト量が多くなる傾向が認められた<sup>7)</sup>.

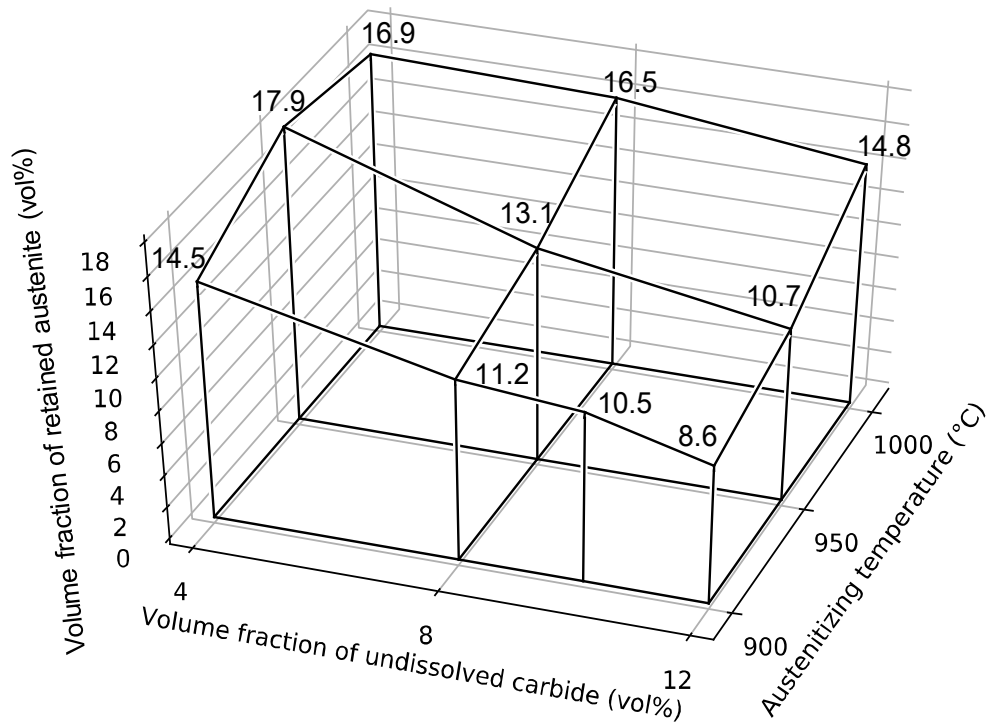


Fig. 2-9 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on volume fraction of retained austenite.

一方、マルテンサイト量に対するオーステナイト化温度と残留炭化物量の影響を Fig. 2-10 に示す。焼入れ温度が低く、マトリクス中の炭素量が多いほどマルテンサイト量が多くなる傾向であった。

したがって、マトリクス中の炭素量が多いということは残留炭化物量が少ないということであり、必然的に残留オーステナイト量とマルテンサイト量の和は多くなる。ただし、焼入れ温度に関して残留オーステナイト量とマルテンサイト量は相補的となった。

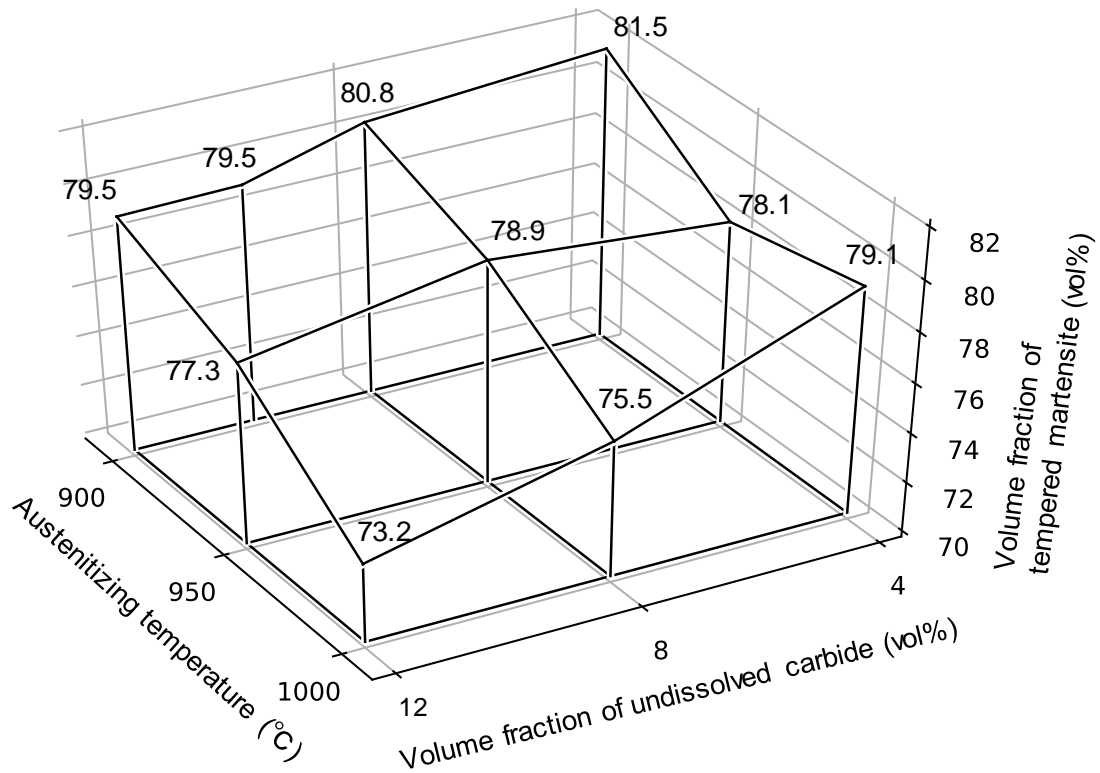


Fig. 2-10 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on volume fraction of tempered martensite.

### 2. 3. 1. 3 旧オーステナイト結晶粒度の測定結果

オーステナイト化温度は 900°C で同じであるが残留炭化物量がそれぞれ 4, 8, 12 vol% である試験片に対して、旧オーステナイト結晶粒を光学顕微鏡で観察した結果を Fig. 2-11 に示す。Table 2-3 に示したように、残留炭化物量が少ないということはオーステナイト化時間が長いということであり、必然的に旧オーステナイト結晶粒度が小さくなる。

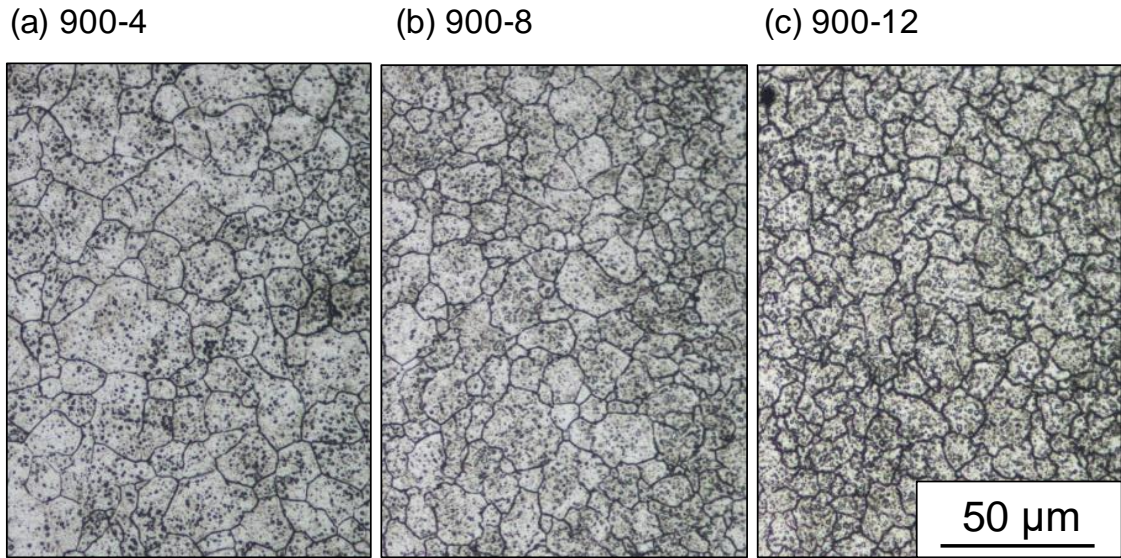


Fig. 2-11 Prior-austenite grain structures of specimens IH-heated at 900 °C.

旧オーステナイト結晶粒度に対するオーステナイト化温度と残留炭化物量の影響を Table 2-4 と Fig. 2-12 に示す。オーステナイト化温度が 900, 950, 1000°C の順番で旧オーステナイト結晶粒度が小さくなり、オーステナイト化温度が高くなるほど旧オーステナイト結晶粒度が小さくなるのは当然にみえるが、残留炭化物量が 4 vol% の試験片ではそうにはなっていない。

これは横軸を残留炭化物量に取ったためであり、Table 2-3 においてオーステナイト化時間  $t$  (s) に取り直す。さらに縦軸に関して、Table 2-4 に併せて記したように、旧オーステナイト結晶粒度  $N$  から

$$N = 10 - 2 \log_2 100l \quad ^8)$$

$$d = 1.62l \quad ^9)$$

の関係を用いて結晶粒径  $d$  (mm) に換算した。ただし、 $l$  (mm) は切断法での平均結晶粒切断長さである。結晶粒径とオーステナイト化時間の間の関係は Fig. 2-13 に示すようになり、通常よく使われる時間  $t$  に対する結晶粒径  $d$  の  $n$  乗則

$$d^n - d_0^n = Kt \quad (2.2)$$

で表される。ここで、 $d_0$  (m) はオーステナイト化初期の結晶粒径であり、 $n$  と  $K$  は定数とする。つまり、残留炭化物量は後述する式(2.7)で表されるのに対して、オーステナイト結晶粒径は式(2.2)で表され、 $t$  に対する依存性が違うためにこのようなことが起こり得る。

Table 2-4 Austenitizing time, prior-austenite grain size number (ASTM) and equivalent diameter.

specimens	austenitizing time (s)	prior-austenite grain size number	prior-austenite grain diameter ( $\mu\text{m}$ )
900-4	316	9.6	18.8
900-8	58	10.4	14.0
900-10	29	10.5	13.3
900-12	11	10.6	13.2
950-4	65	9.0	22.8
950-8	15	10.1	15.7
950-12	3	10.6	13.4
1000-4	10	9.7	18.2
1000-8	4	9.9	16.8
1000-12	0.7	10.3	14.5

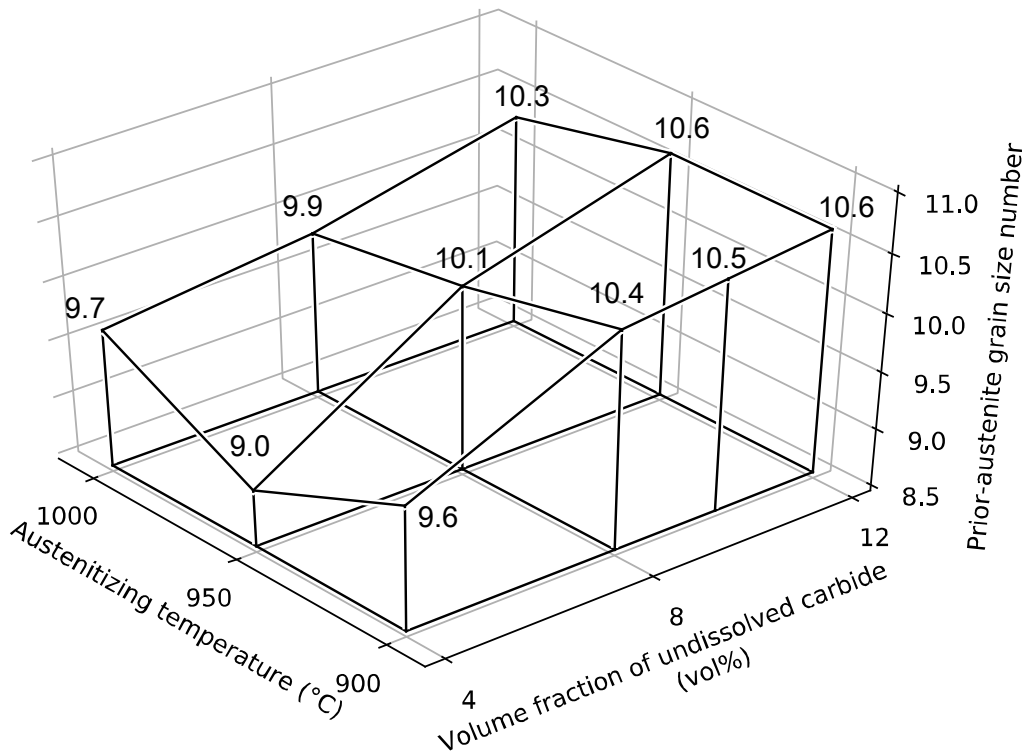


Fig. 2-12 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on prior-austenite grain size number



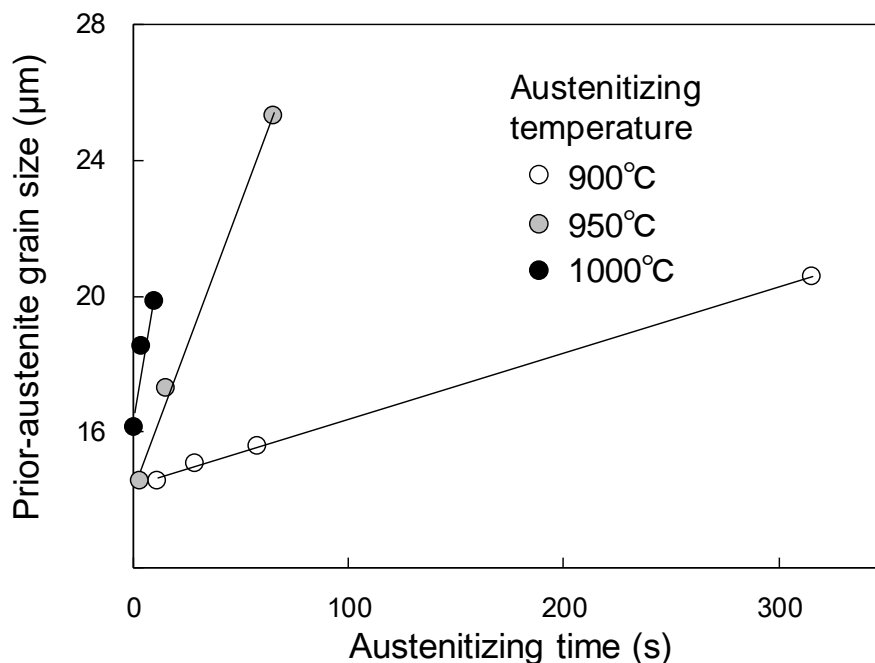


Fig. 2-13 Relationship between austenitizing time and prior-austenite grain size.

ただし、旧オーステナイト結晶粒度はオーステナイト化温度や残留炭化物量に多少は影響されるが、炭化物のピン止め効果により結晶粒径の違いとしては高々2倍程度である。したがって、次章で述べる機械的特性の測定結果に対して旧オーステナイト結晶粒度の違いによる影響は小さいと判断し、結果の理解においてこれを考慮から外した。もし機械的特性に影響があるとすれば、結晶粒の寸法的な因子よりむしろオーステナイト化温度の違いによる粒界への不純物の偏析や析出の効果を疑うべきであると考えられる<sup>10)</sup>。

#### 2.3.1.4 マルテンサイトブロックサイズの測定結果

オーステナイト化温度は900°Cで同じであるが残留炭化物量がそれぞれ4, 8, 12 vol%である試験片において、EBSDにより測定されたマルテンサイトの逆極点図マップを Fig. 2-14 に示す。結晶方位をステレオ三角形中に色で表すが、残留炭化物量の違いによるマルテンサイトの組織の差は寸法まで含めてほとんど認められない。

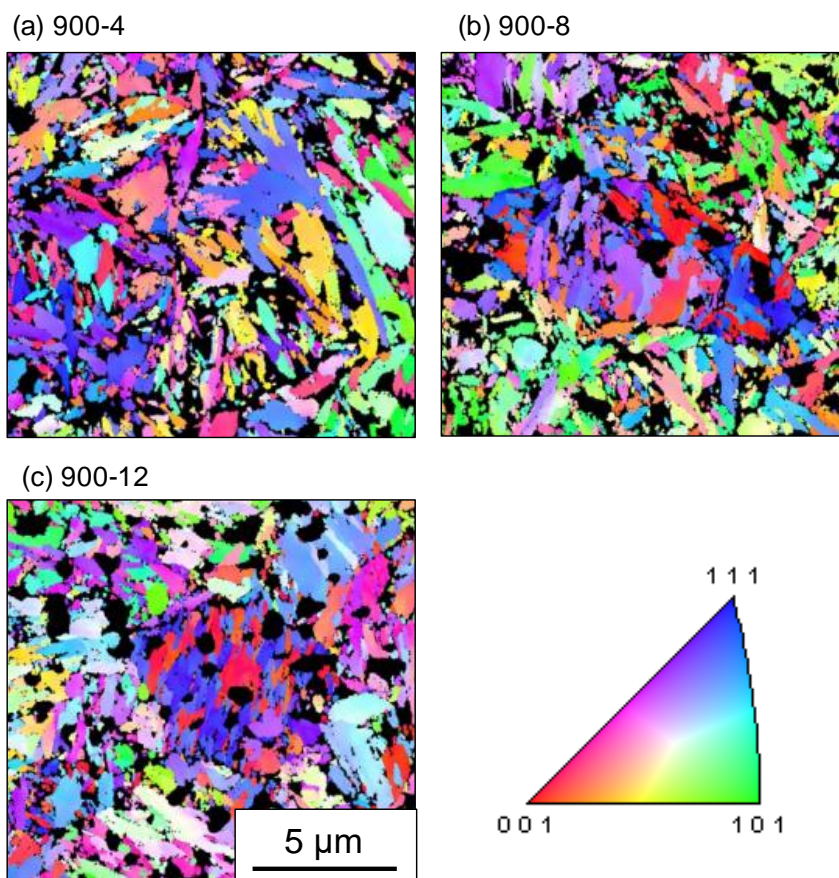


Fig. 2-14 Inverse pole figure maps displayed for martensite of specimens IH-heated at 900°C.

オーステナイト化温度がそれぞれ 900, 950, 1000°C の試験片におけるマルテンサイトブロックサイズに対するオーステナイト化時間の影響を Table 2-5 と Fig. 2-15 に示す. Table 2-5 において最小値の範囲は 0.09~0.15 μm であり, 最大値の範囲は 1.77~3.39 μm である. また, Fig. 2-15 において平均値は 0.33~0.37 μm 程度であり, それぞれの試験片の間で差は認められない. したがって, 次章で述べる機械的特性の測定結果に対して, 旧オーステナイト結晶粒度と同様に, マルテンサイトブロックサイズの違いによる影響は小さいと判断し, 結果の理解においてこれを考慮から外した.

Table 2-5 Size of martensite block.

specimens	martensite block size ( $\mu\text{m}$ )		
	maximum	minimum	mean
900-4	2.49	0.15	0.35
900-8	1.77	0.15	0.33
900-10	—	—	—
900-12	3.03	0.09	0.34
950-4	3.39	0.15	0.37
950-8	2.13	0.09	0.33
950-12	2.07	0.15	0.35
1000-4	—	—	—
1000-8	—	—	—
1000-12	—	—	—

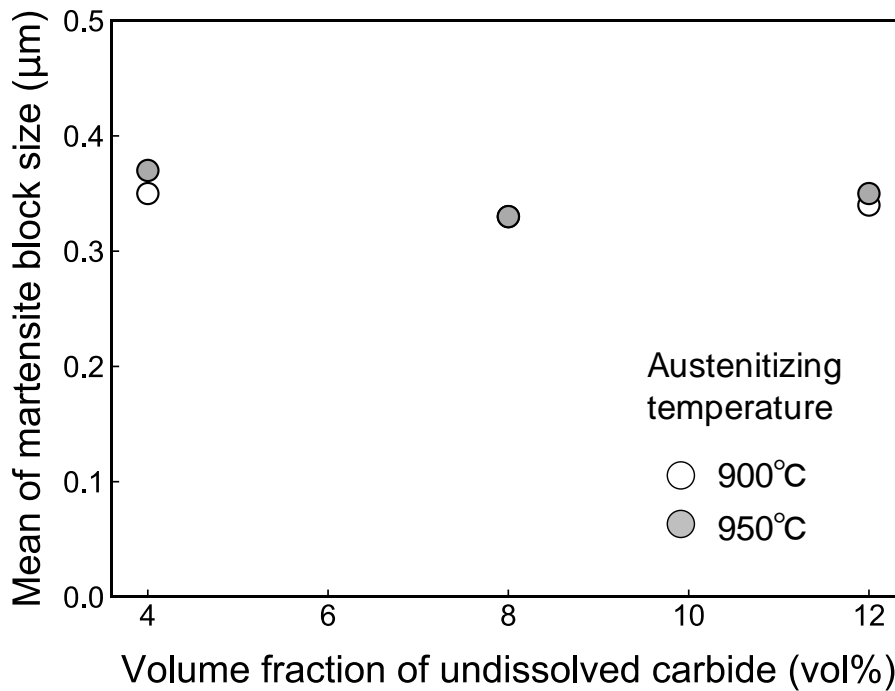


Fig. 2-15 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on martensite block size.

### 2.3.1.5 マルテンサイトの回折ピークの半価幅の測定結果

マルテンサイト{211}面の回折ピークの半価幅に対するオーステナイト化温度と残留炭化物量の影響を Table 2-6 と Fig. 2-16 に示す。焼入れ温度が高いほど半価幅は大きくなり、焼入れの際に発生する熱勾配による熱ひずみの影響による。また、マトリクス中の炭素量が多いほど半価幅が大きくなるのは、結晶格子内に溶け込んだ炭素原子の体積ひずみの影響による。ただし、焼入れ温度が高くなると炭素量の違いによる差は小さくなり、半価幅はほぼ一定となった。

Table 2-6 Full width at half maximum (FWHM) of X-ray peak in martensite.

specimens	FWHM (° )
900-4	6.95
900-8	6.75
900-10	6.36
900-12	5.98
950-4	6.83
950-8	6.71
950-12	6.38
1000-4	6.87
1000-8	6.82
1000-12	6.87

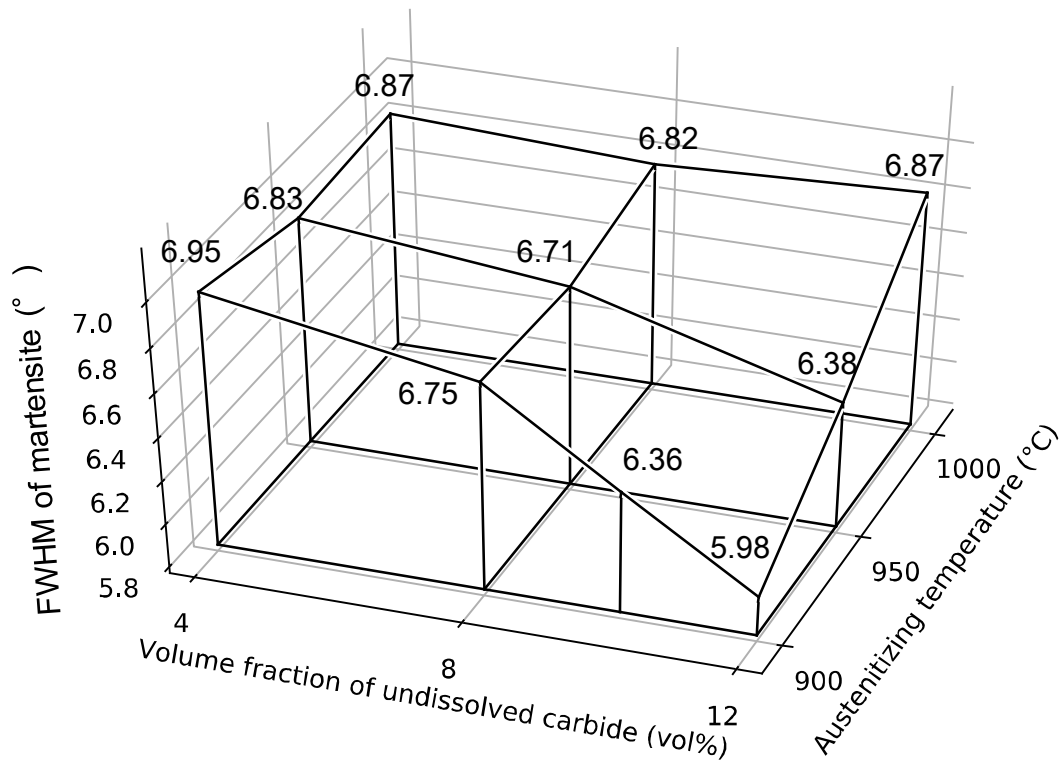


Fig. 2-16 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on HWFM of X-ray peak in martensite.

### 2.3.1.6 硬さの測定結果

Table 2-3 に示したすべての試験片に対して 2.3.2 に後述する焼もどし温度が 240°C で焼もどし時間が 43.2 s の一定条件で IH 焼もどしを行い、2.2.2 で述べた方法により硬さを測定した。焼もどし後の硬さに対するオーステナイト化温度と残留炭化物量の影響を Table 2-7 と Fig. 2-17 に示す。残留炭化物量が 12 vol% でオーステナイト化温度が 900°C と 950°C の試験片の硬さが目標値 746 HV より大幅に低くなった。しかし、それ以外の試験片ではほぼ目標値に近い値となった。上記の IH 焼もどしの条件は IH 条件が 950-8 の試験片に対して決定した条件である。他の試験片においてはマトリクス中の炭素量が違う、もしくは焼入れ温度が違うために、この IH 焼もどしの条件で必ずしも目標値の硬さになるとは限らない。

Table 2-7 Hardness of IH-heated specimens.

specimens	hardness (HV)
900-4	761
900-8	749
900-10	730
900-12	720
950-4	748
950-8	751
950-12	720
1000-4	750
1000-8	749
1000-12	757

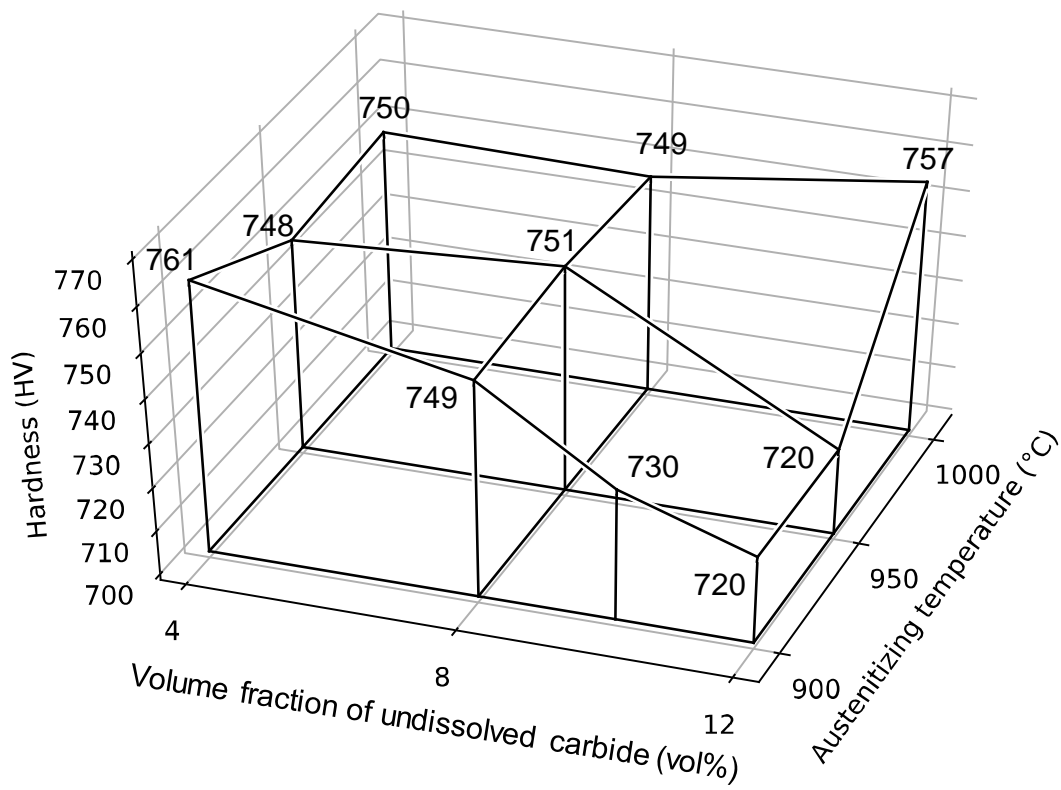


Fig. 2-17 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on hardness.

炭素鋼の場合の測定結果を参照し、焼入れ焼もどし後の硬さと炭素鋼中に含まれる炭素量の関係を Fig. 2-18 に示す<sup>11)</sup>。焼入れ温度よりむしろマトリクス中の炭素量が支配的因子であり、炭素量が少ない場合には炭素量に対して硬さは直線的に増加するが、0.6 mass% 付近で飽和する傾向となる。そして、それ以上の炭素量になると衝撃に対する靱性がむしろ下がるということが知られている。

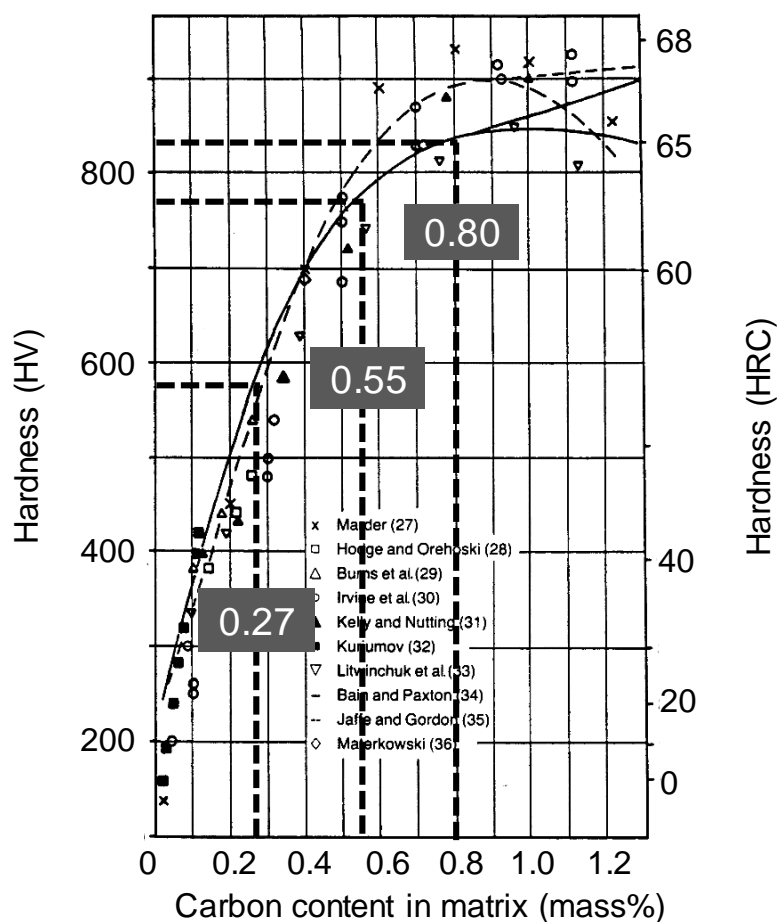


Fig. 2-18 Hardness of martensitic microstructures as a function of steel carbon.<sup>11)</sup>

SUJ2 鋼ではクロムなどの合金元素が添加されているために炭素鋼とは焼入れ性が違うが、硬さに対する炭素量の影響はほぼ同じと考えられる。Table 2-3 の右端に併せて記したように、残留炭化物量が 8 vol% の試験片 900-8, 950-8, 1000-8 においては 1.2.1 で述べた式(1.2)よりマトリクス中の炭素量はすべてで 0.55 mass% で同じとなり、これにより Fig.

2-17 の測定結果において 900-8 や 1000-8 の試験片の硬さは 950-8 の試験片の硬さとほぼ同じになったと考えられる。

残留炭化物量が 4 vol% の試験片 900-4, 950-4, 1000-4 においてはマトリクス中の炭素量は 0.80 mass% であり, 炭素量が 0.55 mass% の場合, つまり残留炭化物量が 8 vol% の場合よりもやや硬いことが Fig. 2-18 から読み取れる。実際, Fig. 2-17 に示した硬さの測定結果においてもそのような傾向になっているため, IH 条件が 950-8 の試験片に対して決定した IH 焼もどしの条件を残留炭化物量が 4 vol% の 3 つの試験片に適用してもほぼ目標値の硬さになったと考えられる。

しかし, 残留炭化物量が 12 vol% の試験片においてはマトリクス中の炭素量は 0.27 mass% であり, Fig. 2-18 から硬さが 600 HV 以下になることが推測される。Fig. 2-17 において硬さがそれほどまでに低くならなかったのは焼入れ温度が高いことによると考えられる。マルテンサイトにおける硬さは炭素の溶解込みによる体積ひずみと焼入れの際に発生する熱勾配による熱ひずみにより発現する。炭素量が多い試験片においては多量の炭素の溶解込みにより硬さがすでに飽和しているために熱ひずみによる硬さへの寄与は顕著とはならない。しかし, 炭素量が少ない試験片においては焼入れ温度が高くなるほど熱ひずみが硬さに寄与し, これにより IH 条件が 1000-12 の試験片では硬さがほぼ飽和した値にまで近づいたと考えられる。

硬さの発現の起源が主にマルテンサイト中における炭素の溶解込みによる体積ひずみと焼入れの際に発生する熱ひずみであるため, 硬さとマルテンサイトの回折ピークの半価幅との間には相関があると考えられる。また, 硬さにおいては構成要素に関する複合則が成り立つといわれているため<sup>12)</sup>, 残留オーステナイト量との間にも相関があると考えられる。実際, Table 2-3 に示した試験片において, 硬さに対するマルテンサイトの回折ピークの半価幅と残留オーステナイト量の影響を Fig. 2-19 に示す。



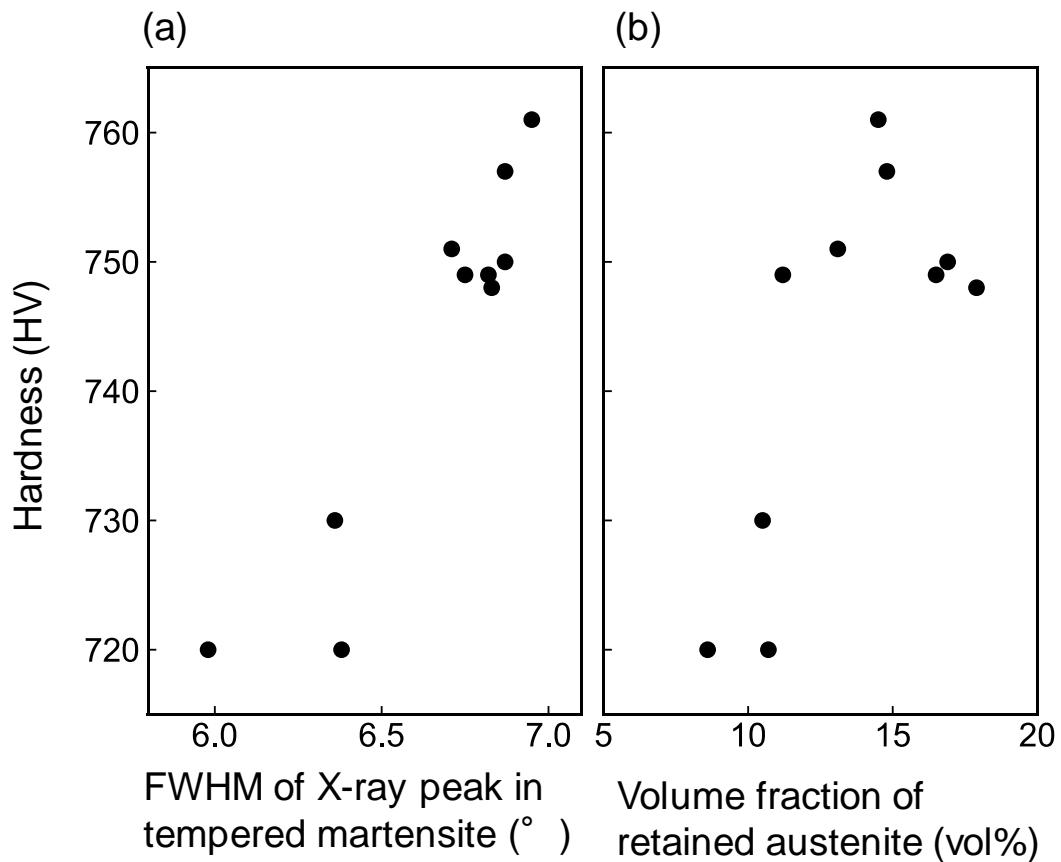


Fig. 2-19 Correlation of hardness to FWHM of X-ray peak in martensite and volume fraction of retained austenite.

Fig. 2-19(a)においては、マルテンサイトの回折ピークの半価幅が大きくなるにつれて硬くなるように見える。軸受鋼においてマルテンサイトの回折ピークの半価幅はマルテンサイト中の残留応力をよく反映するため<sup>13)</sup>、この測定結果はひずみによる影響と考えると理解できる。

Fig. 2-19(b)においても同様に見えるが、残留オーステナイト量が多いほど硬くなるという奇妙な傾向を示した。実際には、2.3.1.2で述べたように焼入れ温度が高く、マトリクス中の炭素量が多いほど残留オーステナイト量が多くなる。一方で、焼入れ温度が高く、マトリクス中の炭素量が多いほど熱ひずみと体積ひずみによりマルテンサイトは硬くなる。したがって、硬さの発現はマルテンサイトに起因し、残留オーステナイトによる軟化の効果を上回るためと解釈される。マルテンサイトの回折ピークの半価幅と残留オーステナイト量の間には相関があるように見えても直接的な関係はなく、みかけの相関である。した

がって、Fig. 2-19(b)の解釈においては因果関係をはっきりさせておかないと、金属組織学的にはまったく見当違いの結論を導くことになる。

### 2.3.2 IH 焼もどしの条件の決定

2.3.1.2 で述べた IH 条件が 950-8 の試験片において IH 焼もどしを行い、2.2.2 で述べた方法により硬さを測定した。Table 2-2 には測定された結果も併せて記した。IH 焼もどし後の硬さ  $HV$ 、焼もどし温度  $T(^{\circ}\text{C})$  と焼もどし時間  $t(\text{s})$  の間の関係が  $a$ 、 $b$ 、 $c$  を定数として

$$HV = a \ln t + \frac{b}{T + 273} + c$$

の関数形の実験式で整理できると仮定して<sup>14)</sup>、これらの定数を最小 2 乗法により決定すると

$$HV = -8.61 \ln t + \frac{2.24 \times 10^5}{T + 273} + 3.42 \times 10^2 \quad (2.3)$$

となった。元のデータと式(2.3)を Fig. 2-20 に比較するが、差は 14.5 HV 以下となった。

焼入れられた鋼は焼もどされるほど靱性を持つようになるが柔らかくなるため、両方の兼ね合いで焼もどしの条件は設定される。転動体の焼もどしにおいては硬さが 63 HRC 付近であると転がり軸受の寿命が最大になるというのが通説であり<sup>15)</sup>、軌道輪が転動体より硬いと寿命が非常に短くなることが知られている<sup>16)</sup>。このため、目標値を 62 HRC に定めた。これはビッカース硬さで 746 HV に相当する。焼もどし温度が 230~320 $^{\circ}\text{C}$  の範囲において焼もどし後の硬さがこの値になる条件を式(2.3)から算出し、結果を Table 2-8 に示す。焼もどし温度を高くしすぎると焼もどし時間が極端に短くなることがわかる。

IH 加熱された試験片では磁束にさらされた表面層に渦電流が誘導され、そこでのジュール損が発熱源となって試験片全体に熱伝導で熱が広がっていくため、試験片の表面と内部では加熱と冷却のタイミングが異なる。鋼の熱拡散係数が  $12 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$  であると仮定すると、1 s 間の熱の拡散長は数 mm 程度となり、焼もどし時間を極端に短くすると試験片の表面と内部の間で均熱性と保持時間の一様性に対する問題が起こる。このため、焼もどし温度が 240 $^{\circ}\text{C}$  で焼もどし時間が 43.2 s の一定条件を本研究では採用することにした。これは IH 条件が 950-8 の試験片で決定されたが、他の IH 条件の試験片への適用の可否に関してはすでに 2.3.1.6 で述べた。

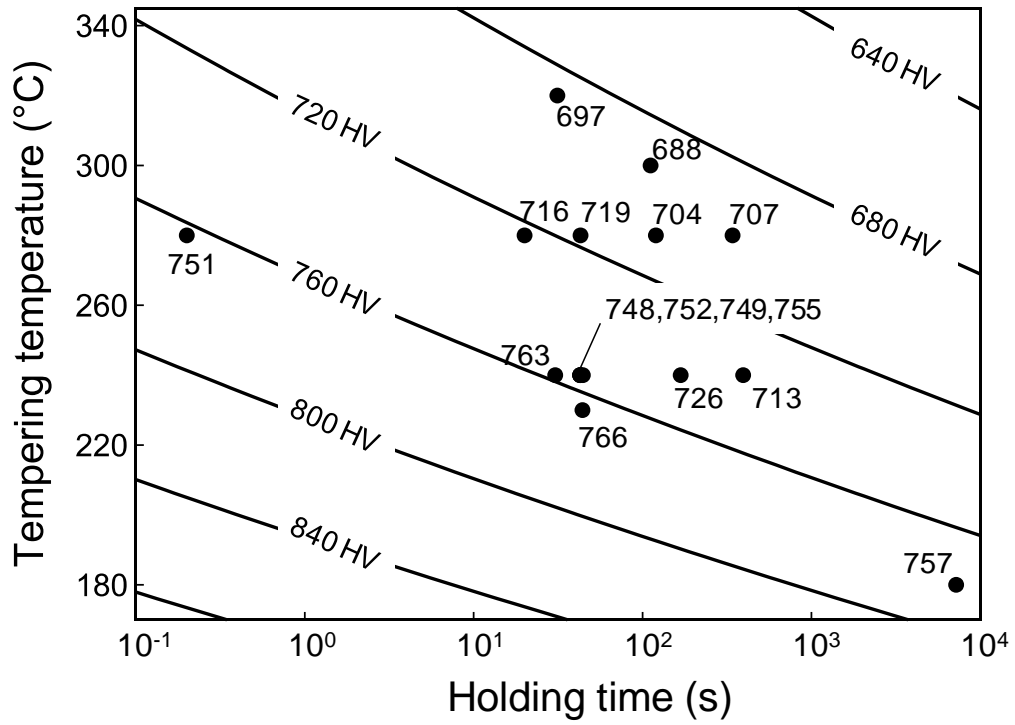


Fig. 2-20 Hardness calculated from equation (2.3).

Table 2-8 Estimated holding time of tempering to prepare a specimen with a proper hardness of 746 HV.

tempering temperature (°C)	holding time (s)
230	119.2
240	43.2
250	16.3
260	6.4
270	2.6
280	1.1
290	0.5
300	0.2
310	0.1
320	0.04

### 2.3.3 炭化物の溶解に対する冷間加工の影響の結果

#### 2.3.3.1 供試材中の炭化物

供試材から抽出された炭化物に対して ICP 発光分光分析を行った。分析結果を Table 2-9 に示すが、Cr 濃度は 9.3 mass% であった。1.2.1 で計算したように Cr がすべて炭化物の中に取り込まれているとすると化学式は  $\text{Fe}_{2.70}\text{Cr}_{0.30}\text{C}$  であり、この場合の Cr 濃度は  $0.3 \times 52.0 / (2.7 \times 55.8 + 0.3 \times 52.0 + 12.0) = 8.77 \text{ mass\%}$  となる。したがって、分析精度の範囲内において、Cr は炭化物中に濃縮され、マトリクス中にはほとんど分配されないことがわかった。

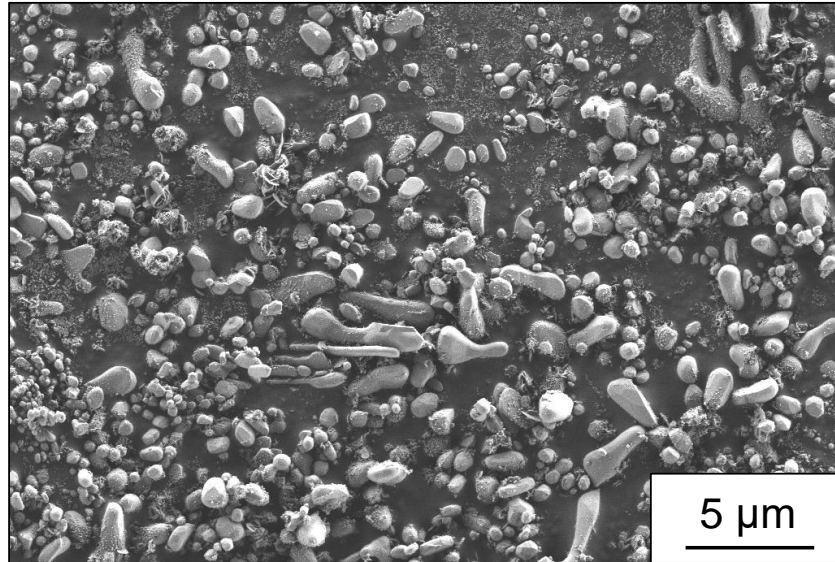
Table 2-9 Chemical composition of carbide extracted from an as-received specimen.

element	Fe	Cr	Mn	Mo
mass%	78.5	9.3	1.8	0.1

この炭化物の SEM による観察結果を Fig. 2-21(a) に示す。寸法には広い分布があり、形状に関してもほぼ球形から細長い楕円体のようなものまで様々であった。このため、個々の炭化物の投影面積  $s$  ( $\text{m}^2$ ) を等しい面積の円で置き換え、 $r_{eq} = \sqrt{s/\pi}$  (m) を相当円半径として、Fig. 2-21(b) においては 0.05  $\mu\text{m}$  の刻み幅で  $r_{eq}$  に関する分布を示した。0.25  $\mu\text{m}$  付近に頻度の極大が存在するが、0.9  $\mu\text{m}$  付近にも小さな極大が存在し、2つの分布の重ね合わせとなっている。

球状化焼なましの溶体化の過程では炭化物をすべて溶解することはせず、部分的に未溶解の炭化物がマトリクス中に残った状態とする。したがって、徐冷の過程で未溶解の炭化物が成長核となるような炭化物が存在する。これとは別にマトリクス中で新たに核生成・成長する炭化物が存在する。このように、炭化物には2つの由来があり、Fig. 2-21(b) における2つのピークはそれぞれに対応すると考えられる。

(a)



(b)

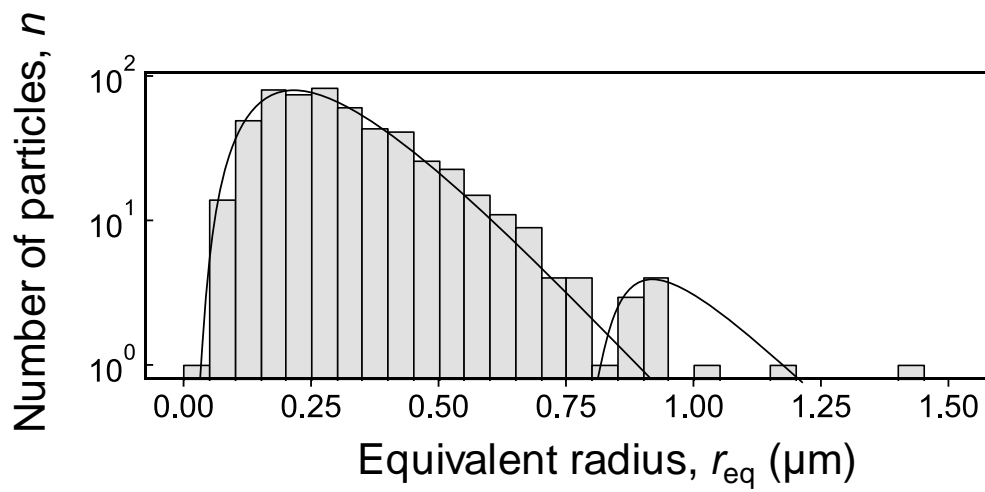


Fig. 2-21 SEM micrograph and corresponding size distribution of carbides extracted from an as-received specimen.

一方, Fig. 2-22 には個々の炭化物を TEM により観察した結果を示す. Fig. 2-22(a)に示す明視野像ではバックグラウンドが明るいため炭化物の内部の様子をほとんど透視することはできなかったが, Fig. 2-22(b)に示す暗視野像では炭化物の内部に格子欠陥のコントラ

ストが観察されなかった。このようにほとんどの炭化物において格子欠陥は存在しなかった。

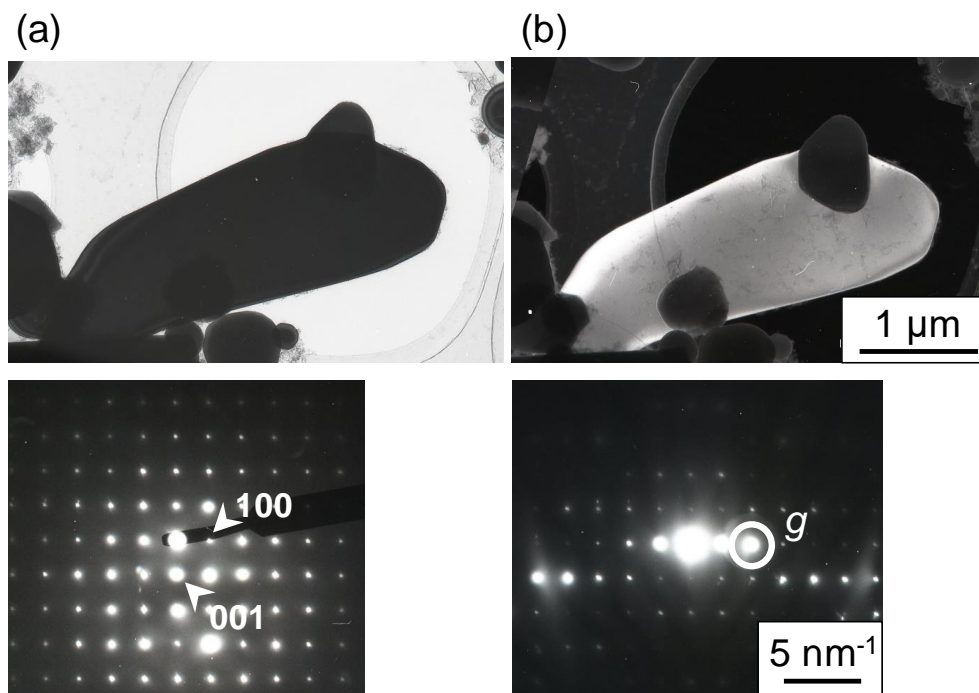


Fig. 2-22 (a) Bright-field and (b) dark-field TEM micrographs of a carbide extracted from an as-received specimen.

この炭化物を XRD で測定した結果を Fig. 2-23 と Table 2-10 に示す。すべての回折ピークは  $\text{Fe}_3\text{C}$  (格子定数  $a = 0.5091 \text{ nm}$ ,  $b = 0.67434 \text{ nm}$ ,  $c = 0.4526 \text{ nm}$ ,  $Pnma$  斜方晶) で指数付けすることができ、回折角の測定値と計算値の差は  $0.1^\circ$  以下であった。したがって、 $\text{Fe}_3\text{C}$  中の Fe の約 10% が Cr で置換されているが、測定精度の範囲内において炭化物の格子定数に有意な変化はなかった。

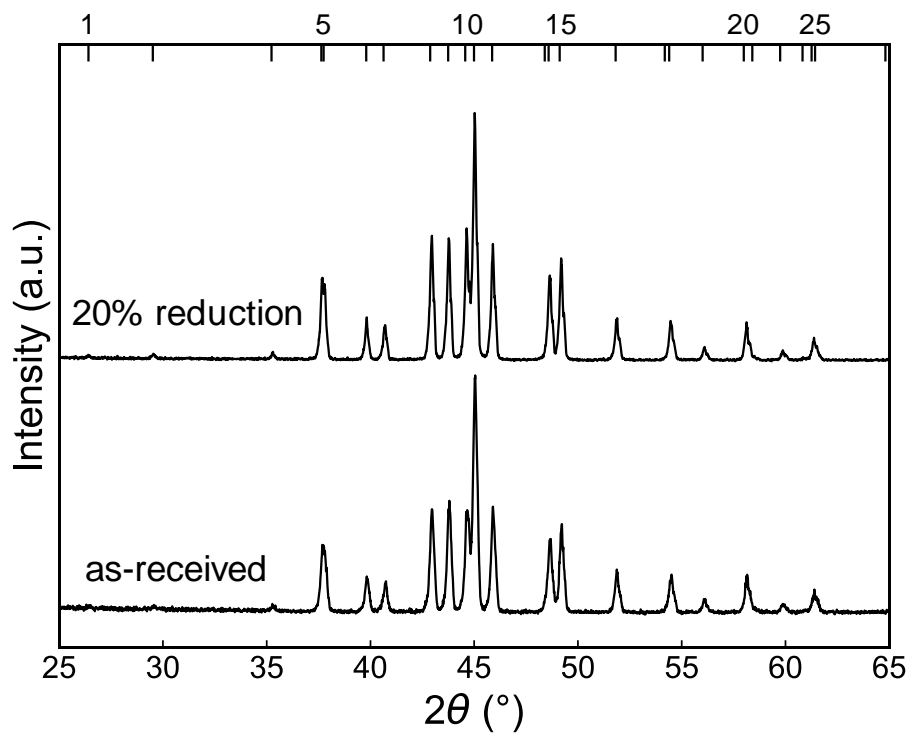


Fig. 2-23 XRD profiles of carbide extracted from as-received and 20% reduction specimens.

Table 2-10 Calculated and measured  $2\theta$  values in the XRD profile of an as-received specimen.

No.	(hkl)	d-value (nm)	intensity	$2\theta_{\text{calc.}} (^{\circ})$	$2\theta_{\text{mes.}} (^{\circ})$	$\Delta 2\theta$
1	(020)	0.33719	4	26.410	26.45	0.04
2	(111)	0.30241	3	29.513	29.47	-0.04
3	(200)	0.25452	4	35.233	35.25	0.02
4	(121)	0.23882	43	37.633	37.63	0.00
5	(210)	0.23815	41	37.743	37.80	0.06
6	(002)	0.22631	22	39.798	39.78	-0.02
7	(201)	0.22186	22	40.632	40.67	0.04
8	(211)	0.21074	57	42.879	42.89	0.01
9	(102)	0.20678	67	43.742	43.70	-0.04
10	(220)	0.20313	56	44.569	44.58	0.01
11	(031)	0.20132	100	44.992	44.96	-0.03
12	(112)	0.19770	53	45.861	45.81	-0.05
13	(022)	0.18792	5	48.398	–	–
14	(131)	0.18723	32	48.588	48.59	0.00
15	(221)	0.18534	43	49.115	49.13	0.02
16	(122)	0.17630	19	51.813	51.78	-0.03
17	(202)	0.16914	5	54.184	–	–
18	(230)	0.16852	15	54.398	54.41	0.01
19	(212)	0.16406	8	56.004	56.06	0.06
20	(301)	0.15890	19	57.992	58.02	0.03
21	(231)	0.15789	2	58.398	–	–
22	(311)	0.15466	5	59.743	59.70	-0.04
23	(132)	0.15216	2	60.824	–	–
24	(222)	0.15118	8	61.260	61.31	0.05
25	(141)	0.15082	6	61.423	–	–
26	(321)	0.14372	1	64.816	–	–



次に、この供試材のマトリクス中における炭化物の分散状況を把握するために SEM による観察を行った。供試材において鏡面仕上げされた表面の二次電子像を Fig. 2-24 に示す。形状と寸法ともに様々な炭化物の断面が像中にほぼ一様に現れ、粒界上に優先的に存在する、もしくは欠乏するなどの特別な傾向は認められなかった。

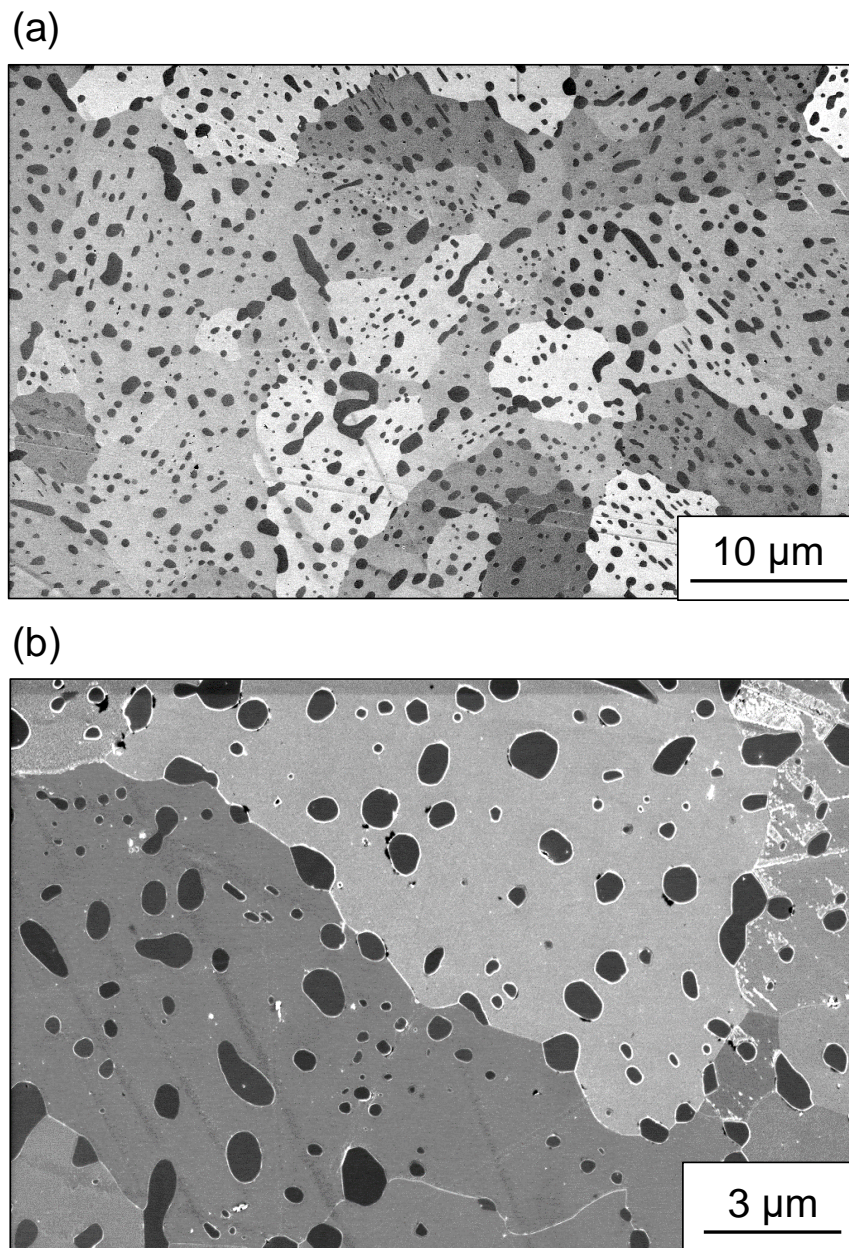


Fig. 2-24 SEM micrograph of an as-received and unworked specimen.

粒界上にある炭化物の全体に対する体積率を見積もるために Fig. 2-25 に示すような簡単なモデルを考える。マトリクス中の結晶粒は半径  $R$  (m) の球形であるとし、その中に半径  $r_i$  (m) の球形の炭化物が均一に分布する。ただし、 $i$  は  $1 \leq i \leq m$  として大小様々な炭化物が含まれ、半径  $r_i$  の炭化物の単位体積あたりの個数は  $n_i$  (m<sup>-3</sup>) であるとする。

半径  $r_i$  の炭化物の中心と結晶粒の中心の距離が  $R - r_i$  以上で  $R + r_i$  以下の場合には炭化物は結晶粒の表面と交わる。したがって、結晶粒の内部にある炭化物の個数は

$$N_i = \frac{4\pi R^3 n_i}{3}$$

であるが、粒界上にある炭化物の個数は、 $r_i \ll R$  として

$$N_i^{GB} = \frac{4\pi \{R^3 - (R - r_i)^3\} n_i}{3} \approx 4\pi R^2 r_i n_i \quad (2.4)$$

となる。 $i$  に関する総和を取り、粒界上にある炭化物の全体に対する体積率  $F$  は

$$F = \frac{\sum_{i=1}^m N_i^{GB} v_i}{\sum_{i=1}^m N_i v_i} = \frac{3 \sum_{i=1}^m r_i n_i v_i}{R \sum_{i=1}^m n_i v_i}$$

となり、ここで  $v_i$  は半径  $r_i$  の炭化物の体積であるために

$$F = \frac{3 \sum_{i=1}^m n_i r_i^4}{R \sum_{i=1}^m n_i r_i^3}$$

となる。したがって、このモデルでは  $F$  は  $R$  に反比例し、実際に測定された Fig. 2-21(b) の粒径分布を使って式中の総和を計算すると、本研究で使用した供試材に対しては

$$F = \frac{1.94 \times 10^{-6}}{R} \quad (2.5)$$

である。たとえば結晶粒径が  $10 \mu\text{m}$  であるとする、 $R = 5 \times 10^{-6} \text{m}$  であるために  $F$  は 0.388 となる。

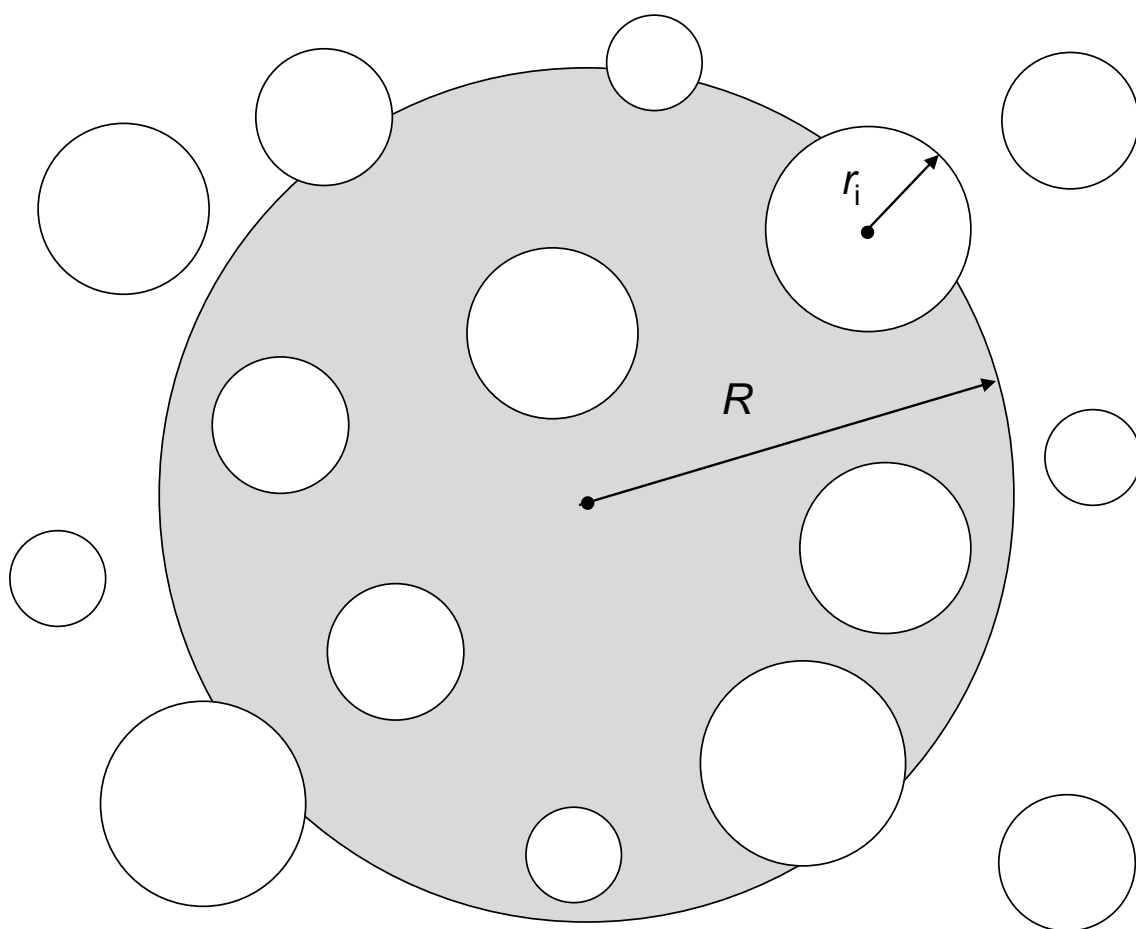


Fig. 2-25 Model for estimating the volume fraction of carbide lying on a grain boundary.

### 2.3.3.2 未加工の試験片のオーステナイト化

2.2.1 で述べた条件で供試材に対してオーステナイト化を施し、それぞれのオーステナイト化温度に対するオーステナイト化時間と残留炭化物量の間関係を調べた結果を Table 2-3 に示した。横軸を時間の平方根として Fig. 2-26 にグラフで示す。

供試材中の炭化物量は約 20 vol%であったが、いずれのオーステナイト化温度においてもすみやかに溶解が進行することで残留炭化物量は 12 vol%程度となった。2.3.2.3 や 2.4.2 に後述するように、マトリクスの粒界上にある炭化物が粒界を経路として高速拡散することで溶解したためであると考えられる。その後は時間に対して緩やかに溶解が進行するが、オーステナイト化温度が高いほど速くなった。

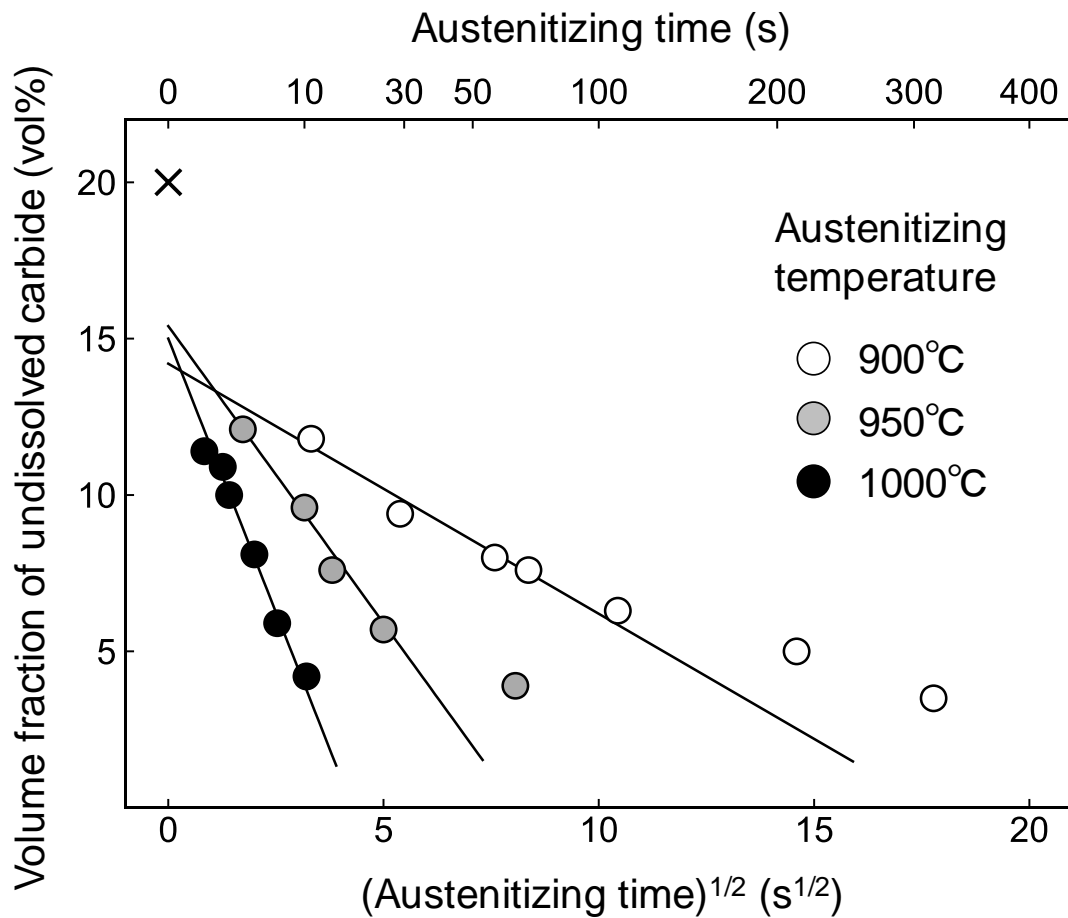


Fig. 2-26 Influence of austenitizing time and temperature on volume fraction of undissolved carbide.

SUJ2 鋼においてオーステナイト化時間と残留炭化物量の関係は Kolomogorov-Johnson-Mehl-Avrami の式<sup>17)</sup> の関数形の実験式で整理することができる<sup>18,19)</sup>。この理論は相変態の速度を議論するために提唱され、核生成と成長が競合する状況において変態した領域の衝突を考慮する<sup>20)</sup>。炭化物がマトリクス中に溶解するという現象にこれを応用すると、炭化物が相変態の核に相当し、炭化物から広がっていく拡散層同士の干渉が衝突に相当する。

Kolomogorov-Johnson-Mehl-Avrami の式

$$f = 1 - \exp(-(Kt)^n) \quad (2.6)$$

において、 $K$  ( $s^{-1}$ ) は速度定数、 $t$  (s) はオーステナイト化時間、 $n$  は時間指数である。  $f$  が炭化物の溶解度であるとして、時刻  $t=0$  での炭化物量を  $X_0$  (vol%)、無限に時間が経過した後の残留炭化物量を  $X_f$  (vol%) とすると、時刻  $t$  での残留炭化物量が  $X$  (vol%) であれば、 $f$  は

$$f = \frac{X_0 - X}{X_0 - X_f}$$

となるが、この場合には無限に時間が経過すると炭化物は完全に溶解するために  $X_f=0$  であることより、

$$f = \frac{X_0 - X}{X_0} = 1 - \frac{X}{X_0} \quad (2.7)$$

のように表される。したがって、式(2.6)と式(2.7)より

$$X = X_0 \exp(-(Kt)^n) \quad (2.8)$$

が得られる。

さらに、速度定数に対して Arrhenius 型の温度依存性

$$K = A \exp\left(-\frac{Q}{R(T+273)}\right) \quad (2.9)$$

を仮定する。ここで、 $R$  (J/mol·K) は気体定数、 $T$  (°C) はオーステナイト化温度、 $A$  ( $s^{-1}$ ) と  $Q$  (J/mol) は定数である。

式(2.8)と式(2.9)における未知数  $X_0$ 、 $n$ 、 $A$ 、 $Q$  を Table 2-3 に示したデータを用いて最小2乗法により決定すると

$$X = 16.6 \exp(-(Kt)^n), \quad n = 0.483$$

$$K = 4.12 \times 10^{13} \exp\left(-\frac{3.52 \times 10^5}{R(T+273)}\right) \quad (2.10)$$

となった。元のデータと式(2.10)を Fig. 2-27 に比較するが、両方の間の差は 0.8 vol% 以下となった。

オーステナイト化初期においては  $t \doteq 0$  であることから式(2.10)は

$$X = 16.6 \{1 - (Kt)^{0.483}\} \quad [t \doteq 0 \text{ のとき}] \quad (2.11)$$

のように近似される。  $n=0.483$  が 1/2 に近いため、ほぼ時間の平方根に線形に依存して残留炭化物量が減少し、2.4.1 で議論するように、拡散律速で炭化物の溶解が進行していることが示唆される。ただし、この式は拡散層同士の干渉が起こっていないようなオーステナイト化初期に妥当であり、 $t$  が大きくなると  $X$  が負になるという矛盾を含んでいる。実際に

は拡散層同士の干渉により炭化物の溶解は緩やかになる。式(2.8)では指数関数であるために、 $t$ が十分に大きくなると $X$ が0に漸近することが表現されている。

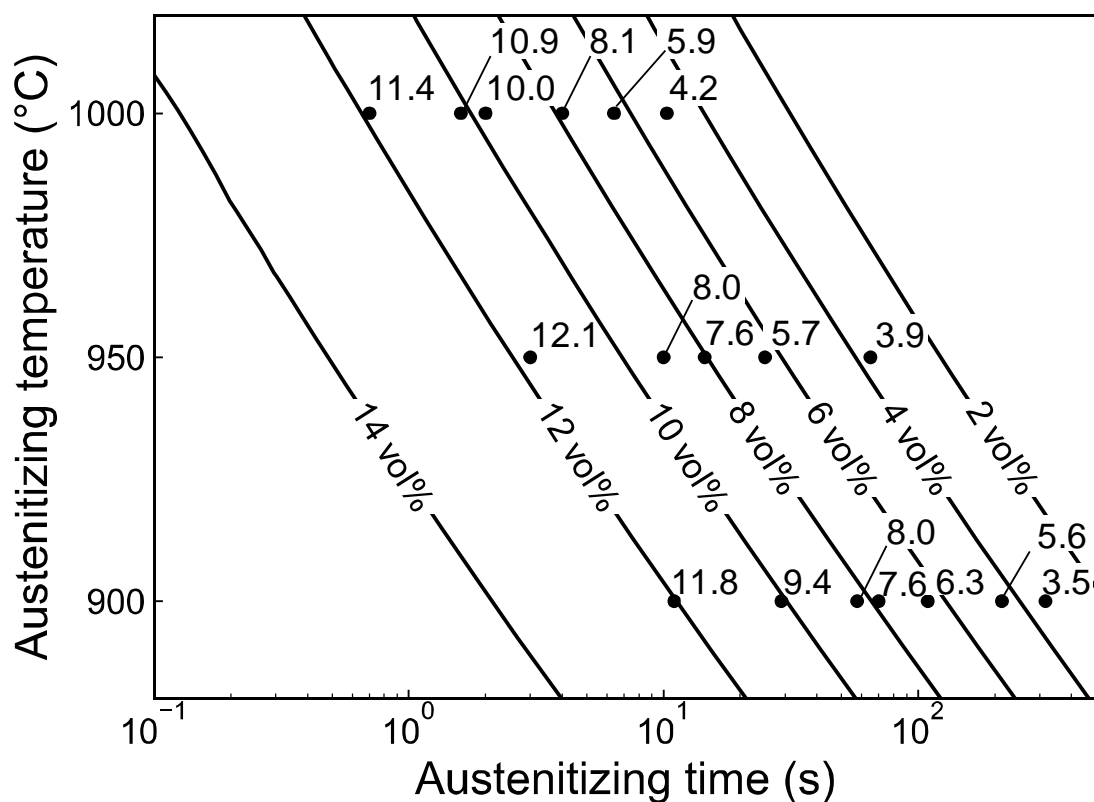


Fig. 2-27 Volume fraction of undissolved carbide calculated from equation (2.10).

### 2.3.3.3 冷間加工した試験片のオーステナイト化

2.2.1 で述べた方法により供試材に鍛造による冷間加工を施した後、炭化物を抽出した。圧下率20%の試験片から抽出された炭化物をTEMにより観察した結果をFig. 2-28に示す。

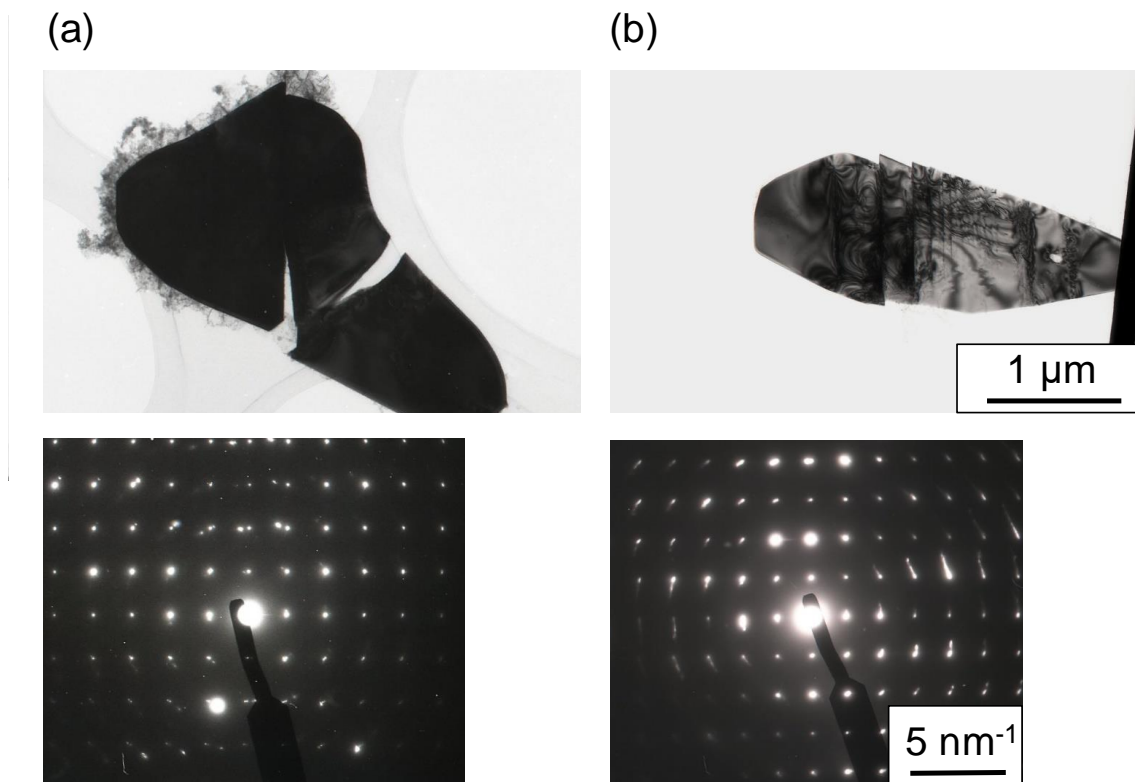


Fig. 2-28 TEM micrographs of a carbide extracted from 20% reduction specimen.

この観察例においては炭化物に割れやすべりなどの損傷がみられる。しかし、冷間加工を施した供試材において圧下率によらず炭化物に格子欠陥が導入された痕跡は非常にまれであった。また、圧下率20%の試験片から抽出された炭化物をXRDで測定した結果をFig. 2-23に併せて示したが、未加工の供試材の場合と比較して回折ピークの間隔がシフトする、もしくは幅が広がるようなことはなかった<sup>21)</sup>。

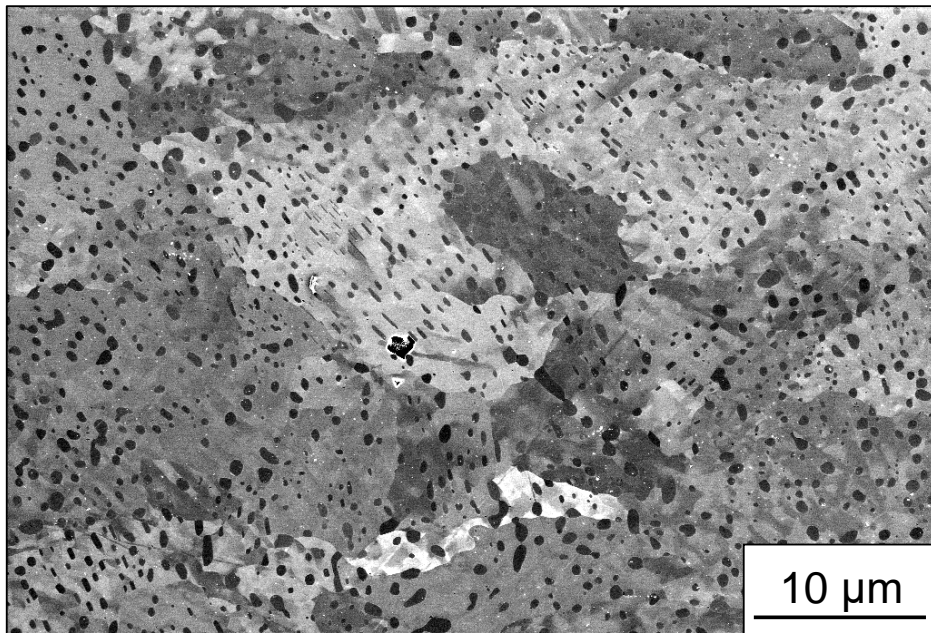
炭化物がマトリクスに埋め込まれた状態で冷間加工されると、塑性変形もしくはフラグメント化することがある。ただし、これらのことは炭化物の形態が層状の場合に起こり<sup>21)</sup>、

球状化されている場合には炭化物は弾性変形するにとどまる<sup>22)</sup>。さらに、炭化物中の Fe が Cr により置換されると、強加工に対しても変形による組織変化が起こらないとされている<sup>23)</sup>。本研究における炭化物でも塑性変形もしくはフラグメント化の痕跡は認められず、オーステナイト化前の冷間加工による影響はなかった。したがって、冷間加工の有無によらずオーステナイト化前での炭化物の状態はすべての試験片でほぼ同じであり、後述するオーステナイト化における炭化物の溶解の加速に炭化物自身の内在的な要因が関与しているのではないことがわかる。

次に、試験片中における炭化物の分布状況に対する冷間加工の影響を調べるために SEM による観察を行った。圧下率 20% の試験片を鏡面に仕上げた後の表面の 2 次電子像を Fig. 2-29 に示す。Fig. 2-24 に示した未加工の場合と比較して炭化物にはほとんど違いがなく、像中にほぼ一様に現れていた。また、TEM により観察した結果と同様に、炭化物が割れているような痕跡はほとんど認められなかった。しかし、マトリクスに違いがみられ、炭化物とほぼ同じ程度の寸法のモザイク模様のコントラストが観察された。圧下率 40% の試験片においても同様にモザイク模様のコントラストが観察されたことから、冷間加工で導入された多量の転位がセル状に配列することで網目状構造が形成され、2 次電子像であるために結晶方位の違いによるチャネリングコントラストが現れていると考えられる。



(a)



(b)

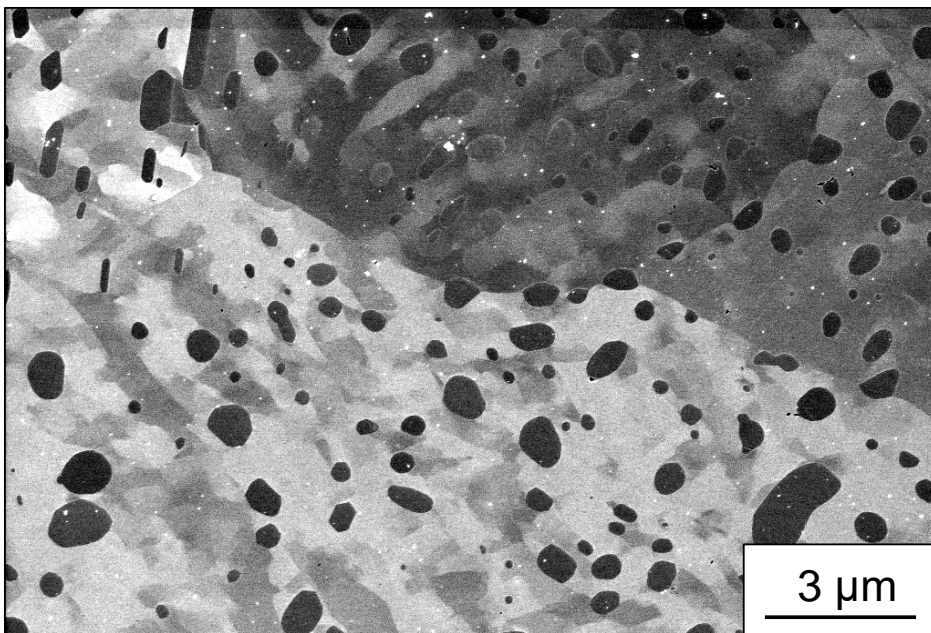


Fig. 2-29 SEM micrograph of an as-worked 20% reduction specimen.

これらの未加工の試験片, 圧下率 20% の試験片および圧下率 40% の試験片に対して, 2.2.1 で述べたように, 920°C でのオーステナイト化を施した. オーステナイト化時間が 10 s の試験片を鏡面に仕上げた後, マトリクスの粒界を現出させた表面を光学顕微鏡により観察した結果を Fig. 2-30(a)~(c)に示す. 元の供試材の結果を比較のために Fig. 2-30(d) に示す.

元の供試材の粒度番号は 8.5 であったが, これにオーステナイト化を施すとフェライトからオーステナイトへの変態を経ることにより粒度番号は 10.6 となった. 一方, 冷間加工を施した試験片の粒度番号は 11.1 と 11.7 となり, 未加工の場合よりさらに微細化した. マトリクスの結晶粒内において冷間加工により形成された転位のセル構造がオーステナイト化の昇温過程の途中で回復し, フェライトのサブグレイン化が起こったことによる影響であると考えられる.

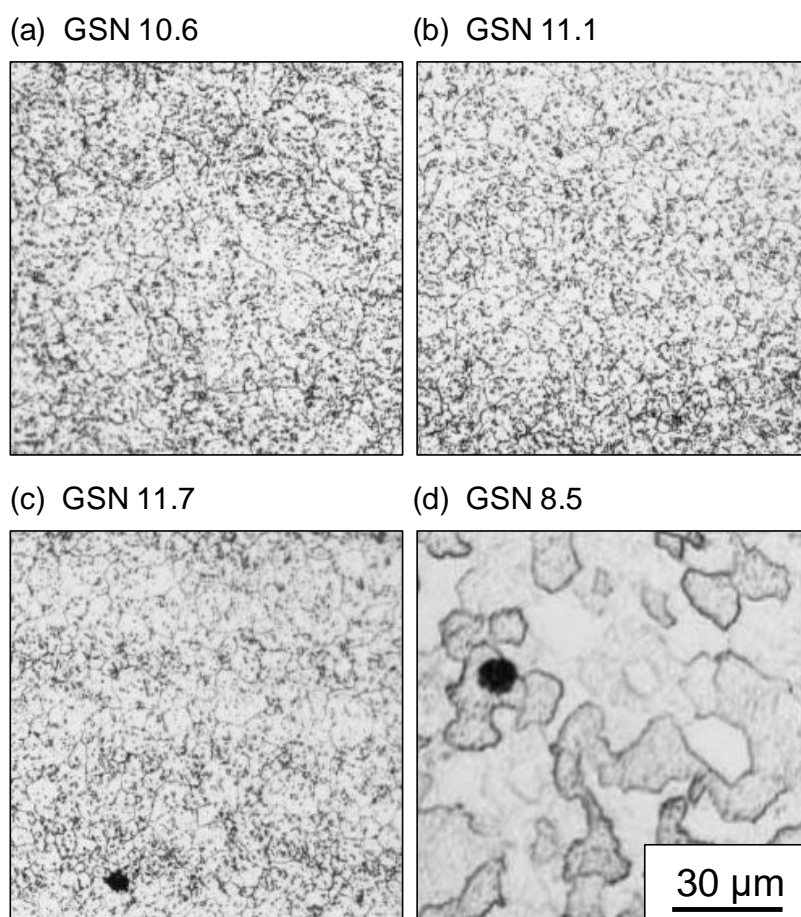


Fig. 2-30 Optical micrographs of specimens austenitized for 10 s at 920°C (prior cold work: (a) none, (b) 20% and (c) 40% reduction). An as-received specimen is compared in (d).

平均結晶粒径<sup>9)</sup>に対するオーステナイト化時間と圧下率の影響を Fig. 2-31 にまとめる。これらのすべての試験片においてオーステナイト化時間を 10 s から 40 s にするとオーステナイト結晶粒度が小さくなった。粒界の面積を減少させることや粒界面の曲率半径を大きくすることが粒成長の駆動力となるため、元のマトリクス粒度が大きいほど粒成長は速くなる。したがって、オーステナイト化の昇温過程の途中でその前に施された冷間加工の影響が回復により完全に消滅するのではなく、オーステナイト化中の粒度の違いとして圧下率の影響は残る。

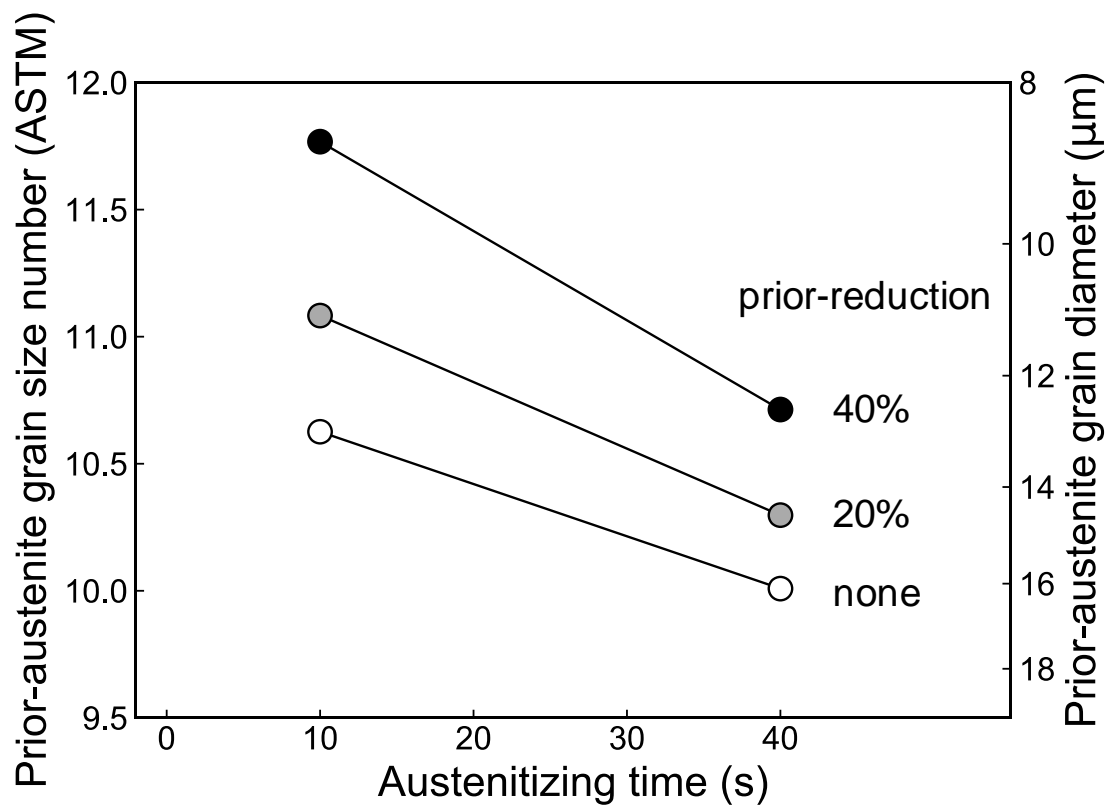
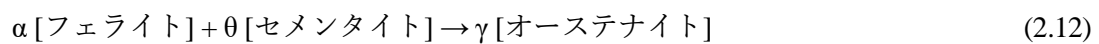


Fig. 2-31 Influence of prior cold work on prior-austenite grain size number after austenitization.

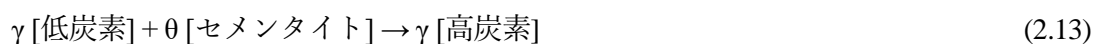
Beswick によれば、球状化焼なましが行われた試験片に冷間加工を施すと、マトリクス  
の結晶粒内に転位のセル構造が形成される。熱処理に対して 450°C 程度で回復を始め、サ  
ブグレイン化による結晶粒の微細化が起こる。A<sub>c1</sub> 点の直下まで加熱しても微細なままであ  
り、結晶粒径はおおよそ 1 μm である。これに対して、冷間加工を施していない未加工の  
試験片に熱処理を施した場合には、球状化焼なまし後の粒度を反映して結晶粒径はおおよ  
そ 12 μm となる。

Beswick が行った 830~860°C でのオーステナイト化の場合では、オーステナイト化前  
に行われた球状化焼なましのためにマトリクス中には炭素がほとんど存在せず、このため  
に炭化物の溶解により炭素がマトリクス中に溶け込むことではじめて



の変態が起こる。炭化物を包み込むようにシェル形のオーステナイト結晶粒が形成され、  
式(2.12)の変態が完了した後もオーステナイト中へ炭素がさらに溶け込むことで、マトリク  
ス中の炭素量が多くなる (文献<sup>24)</sup>の Fig. 1 における Type I)。

一方、本研究での IH 加熱においてはオーステナイト化温度を A<sub>3</sub> 点以上の 920°C に設定  
しているために、炭化物が溶解し始める時点でのマトリクスはオーステナイトの状態であ  
り、炭化物の溶解により炭素がマトリクス中に溶け込むことでオーステナイト中の炭素量  
が多くなる (文献<sup>24)</sup>の Fig. 1 における Type V)。



したがって、マトリクスのオーステナイト化の様式が Beswick の場合とはまったく異なっ  
ているが、Fig. 2-31 で示したように、やはり冷間加工に由来する微細化の履歴をオーステ  
ナイト結晶粒が引き継いだ。未加工の試験片と比較して、圧下率が大きくなるにつれてオ  
ーステナイト化後の旧オーステナイト結晶粒の粒度番号は大きくなった。

最後に、これらのオーステナイト化を施した試験片を鏡面に仕上げた後、表面における  
炭化物を SEM により観察した結果を Fig. 2-32(a)~(c)に示す。元の供試材の結果を比較の  
ために Fig. 2-32(d)に示す。オーステナイト化前と比較してオーステナイト化後に像中に占  
める炭化物の断面の面積比率は減少するが、オーステナイト化後のそれぞれの試験片の間  
でも圧下率により減少の程度が異なり、炭化物が溶解する速さが異なることが示唆される。

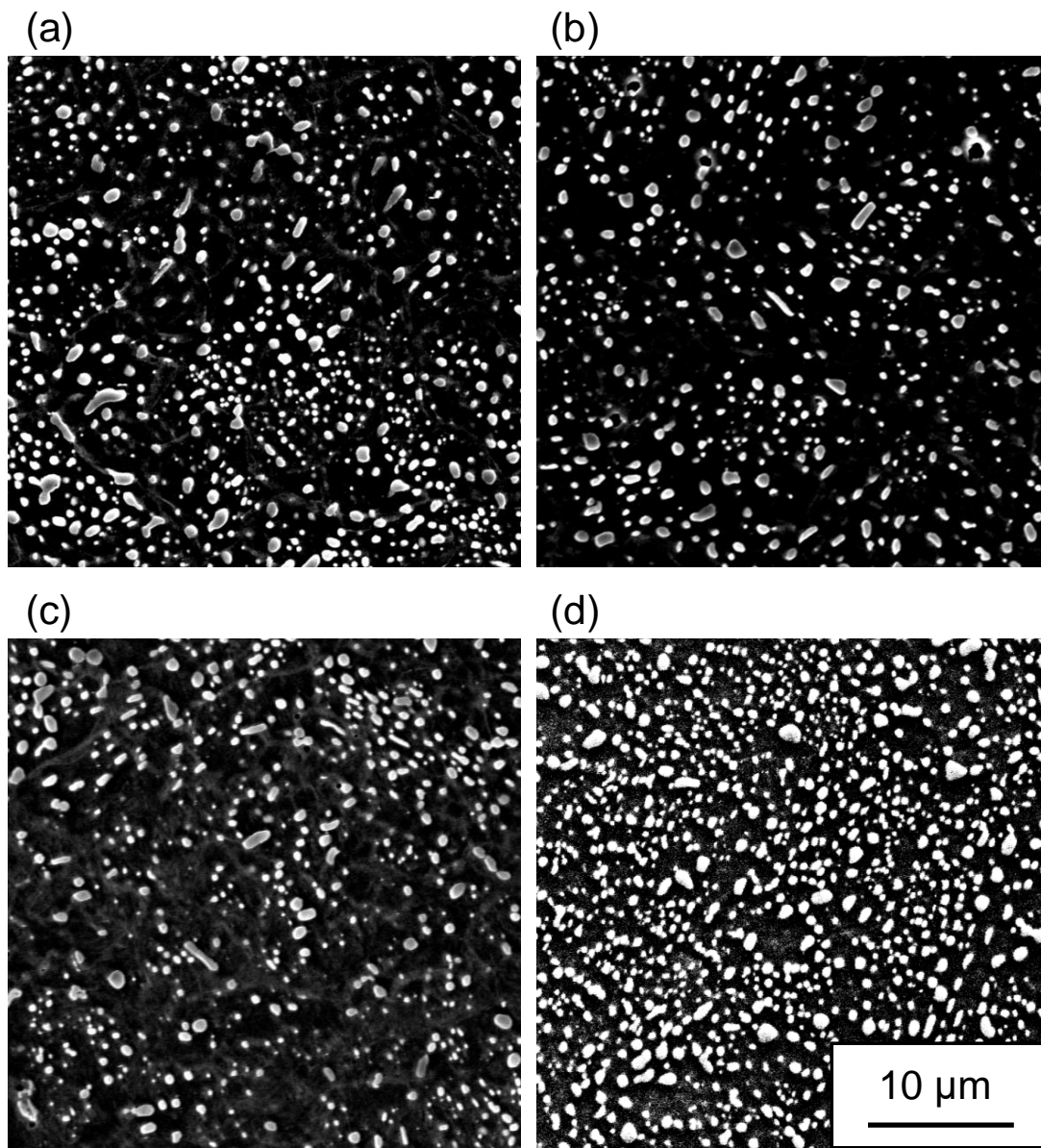


Fig. 2-32 SEM micrographs of specimens austenitized for 10 s at 920°C (prior cold work: (a) none, (b) 20% and (c) 40% reduction). An as-received specimen is compared in (d).

実際、残留炭化物量に対する圧下率とオーステナイト化時間の影響を Fig. 2-33 に示す。図中に記入された×印はオーステナイト化前の炭化物量 18.9 vol%を表す。未加工の試験片において、オーステナイト化時間 0 s に対して残留炭化物量は 12.9 vol%にまですみやかに減少するが、それ以後のオーステナイト化においては時間の平方根に対して線形に減少す

る。一方、冷間加工を施した試験片においては、10 s と 40 s のいずれのオーステナイト化時間に対しても圧下率が高くなるほど炭化物の溶解が加速され、冷間加工による影響がみられた。上述したように冷間加工により炭化物に変化が起こっていないことから、炭化物の溶解が加速される現象にはこれが溶け込んでいくマトリクスに原因があると考えられる。つまり、オーステナイト化時間が同じ試験片の間で、Fig. 2-31 では圧下率が高いほど粒度番号が大きく、一方で Fig. 2-33 では圧下率が高いほど炭化物の溶解が加速されているため、マトリクスの粒度番号と炭化物の溶解の加速の間には正の相関がある。

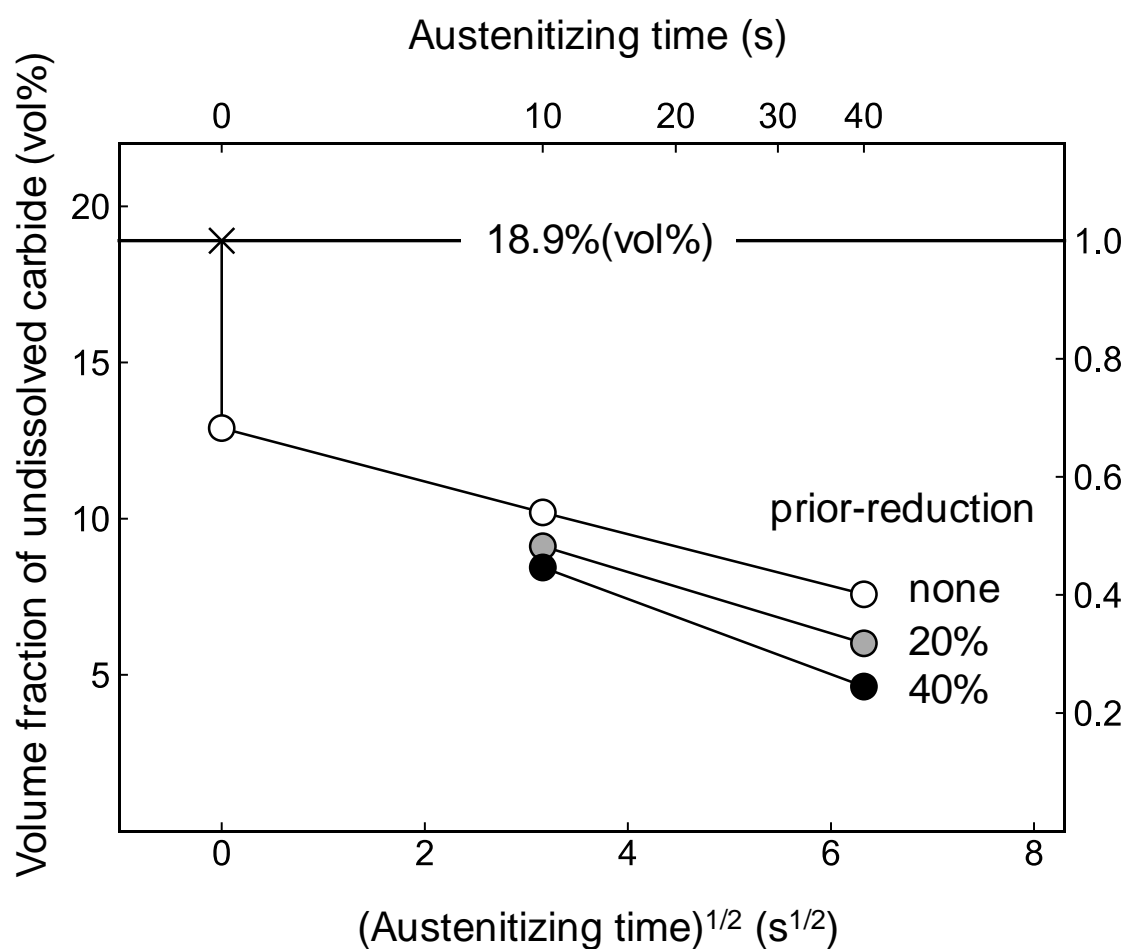
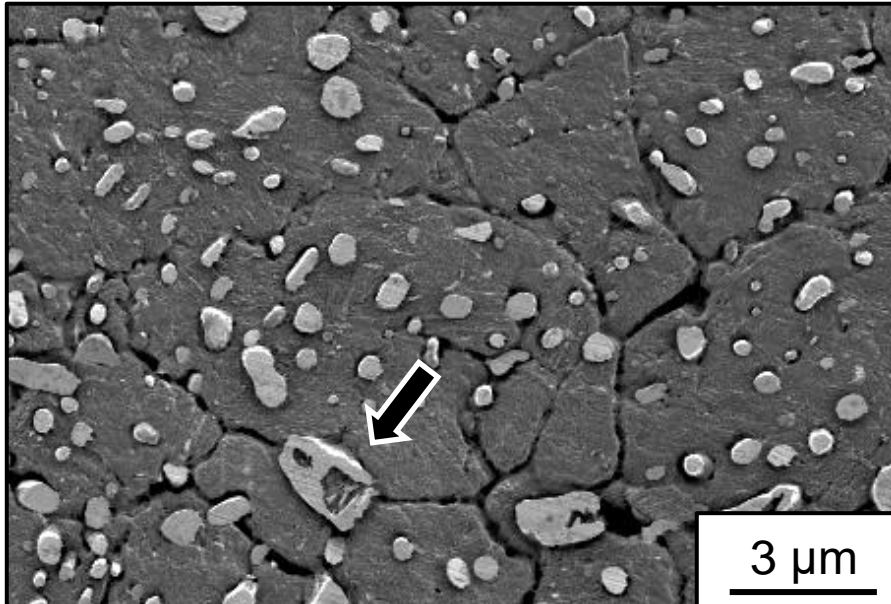


Fig. 2-33 Influence of prior cold work on volume fraction of undissolved carbide after austenitization.

なお、Fig. 2-32(a)～(c)においてはオーステナイト化後の急冷のために試験片のマトリクスはマルテンサイトの状態であり、このコントラストが邪魔をして像中で旧オーステナイト結晶粒界を識別することは困難であった。このため、粒度の測定に用いた腐食された試験片をSEMにより観察した。圧下率20%の試験片において10 sのオーステナイト化を施した試験片の観察例をFig. 2-34に示す。Fig. 2-24に示した未加工の場合と比較して、粒度が大きくなっているにもかかわらず、粒界上もしくはその近傍での炭化物が結晶粒の内部よりまばらである傾向が認められる。また、Fig. 2-34(a)の低倍率像中に矢印で示す粒界上にある炭化物をFig. 2-34(b)に拡大するが、侵食されることで内部に穴があいている。隣接するオーステナイト結晶粒の間の粒界上にある炭化物において、粒界面と炭化物の交線上の3重点では粒界拡散によりその箇所が急激に溶解することでくびれが生じたことが考えられる。

この形態を持つ炭化物はオーステナイト化を施したすべての試験片においてまれに観察され、主に粒界上に存在し、結晶粒の内部には存在しなかった。そして、冷間加工を施しただけの試験片ではこの形態を持つ炭化物はまったく観察されなかった。したがって、この現象は冷間加工ではなくオーステナイト化に関係し、結晶粒の内部にある炭化物と粒界上にある炭化物では溶解の速度が違うことが示唆される。

(a)



(b)

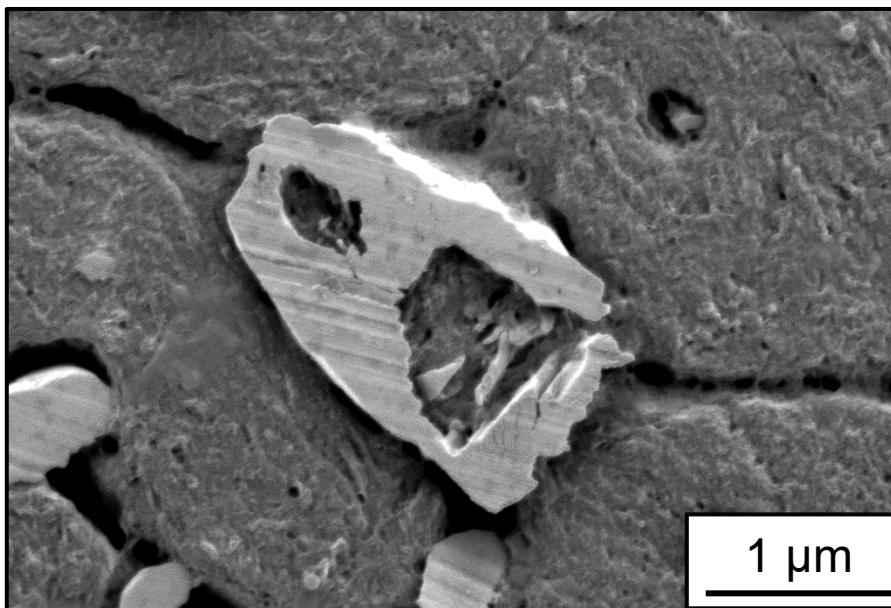


Fig. 2-34 SEM micrograph of a specimen austenitized for 10 s at 920°C after 20% reduction.



## 2.4 考察

### 2.4.1 体拡散による炭化物の溶解

$\text{Fe}_3\text{C}$  と比較して Cr を含む炭化物の溶解は非常に遅い。マトリクス中での Cr の置換型拡散が C の格子間型拡散より遅く、全体としてこれが炭化物の溶解を律速しているためであると考えられている<sup>25)</sup>。Cr と C の親和力は大きく、まず炭化物とマトリクスの界面で炭化物が分解して Cr がマトリクスに拡散した後に、残された C はマトリクス中を拡散することができる<sup>26)</sup>。これによりオーステナイト化の過程において炭化物の表面の近傍に Cr に富んだ領域が形成されるが、C の拡散は速いためにマトリクス中にほぼ均一に広がる。

一般的に拡散の機構としては、拡散原子が Fick の法則に従ってバルク内の格子位置から格子位置へとジャンプすることにより広がっていく体拡散が主であるが、時としてバルク内の格子欠陥による乱れた隙間のある経路を伝わって高速拡散し、これが大きな影響を及ぼすことがある。以下では Cr の拡散律速による体拡散と粒界拡散の観点から炭化物の溶解を理解する。

まず体拡散に関して、Fig. 2-35 に示すように半径  $r_0$  (m) の球形の炭化物が無限に大きいマトリクス中にあり、Cr が半径方向に拡散係数  $D$  ( $\text{m}^2/\text{s}$ ) で拡散するモデルを考えることで、残留炭化物量の時間依存性を導出する。ただし、炭化物とマトリクスの界面において局所平衡が成り立ち、界面におけるマトリクス側の Cr 濃度は常に  $C_0$  ( $\text{kg}/\text{m}^3$ ) であるとする。また、溶解するにつれて炭化物の寸法が小さくなるためにマトリクスと炭化物の界面は移動するが、半径は  $r_0$  のままであるとする。したがって、以下の導出はオーステナイト化初期だけに有効である。

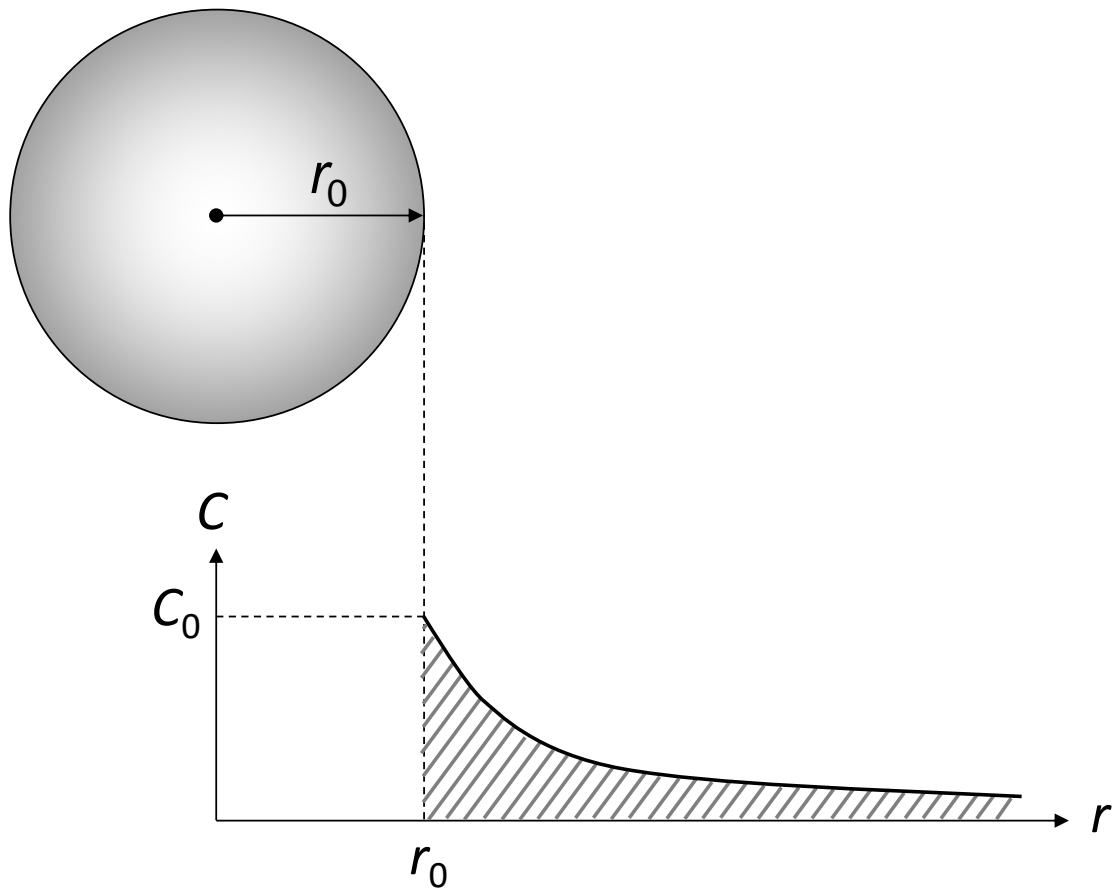


Fig. 2-35 Spherical carbide in an infinite matrix.

マトリクス中の Cr 濃度  $C$  ( $\text{kg/m}^3$ ) に関する拡散方程式は 3 次元極座標により

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left( r^2 \frac{\partial C}{\partial r} \right)$$

と書かれ、ここで  $r$  (m) は炭化物の中心からの距離である。この方程式は無次元化された半径  $\rho = r/r_0$  と時間  $\tau = Dt/r_0^2$  により

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = \frac{1}{\rho^2} \frac{\partial}{\partial \rho} \left( \rho^2 \frac{\partial C}{\partial \rho} \right) \quad (2.14)$$

となる。

1.2.1 や 2.3.3.1 で述べたように、供試材のマトリクス中の Cr 濃度はほぼ 0 であるため、オーステナイト化の初期条件は  $C|_{\tau=0} = 0$  とする。一方、炭化物とマトリクスの界面にお

ける境界条件は常に  $C|_{\rho=1} = C_0$  であることを仮定している。これらの初期条件と境界条

件に対して、式(2.14)の解は相補誤差関数を用いて

$$C = \frac{C_0}{\rho} \operatorname{erfc}\left(\frac{\rho-1}{2\sqrt{\tau}}\right) \quad (2.15)$$

で与えられる。

マトリクス中の Cr 濃度を体積積分すると溶け込んでいる Cr の質量  $m$  (kg) が得られる。 $r$  に関する積分範囲を  $r_0 \leq r < \infty$  とすることで、

$$m = \iiint C dv = \iiint C r^2 \sin\theta dr d\theta d\phi = 4\pi \int_{r_0}^{\infty} r^2 C dr = 4\pi r_0^3 \int_1^{\infty} \rho^2 C d\rho$$

となるため、式(2.15)を代入して、 $s = (\rho-1)/2\sqrt{\tau}$  と変数変換すると

$$\begin{aligned} \frac{m}{4\pi r_0^3} &= \int_1^{\infty} \rho^2 C d\rho = C_0 \int_1^{\infty} \rho \operatorname{erfc}\left(\frac{\rho-1}{2\sqrt{\tau}}\right) d\rho = C_0 \int_0^{\infty} (2\sqrt{\tau}s+1) \operatorname{erfc}(s) (2\sqrt{\tau} ds) \\ &= C_0 \left( 4\tau \int_0^{\infty} s \operatorname{erfc}(s) ds + 2\sqrt{\tau} \int_0^{\infty} \operatorname{erfc}(s) ds \right) \end{aligned}$$

であり、 $\int_0^{\infty} s \operatorname{erfc}(s) ds = 1/4$ 、 $\int_0^{\infty} \operatorname{erfc}(s) ds = 1/\sqrt{\pi}$  であるために

$$\frac{m}{4\pi r_0^3} = C_0 \left( \tau + \frac{2}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\tau} \right) = C_0 (\tau + 1.13\sqrt{\tau})$$

となる。

一方、オーステナイト化前における炭化物中の Cr の質量  $m_0$  (kg) は、炭化物の密度が 7680 kg/m<sup>3</sup> であり、2.3.3.1 で計算したように Cr 濃度が 8.75 mass% であることから

$$m_0 = \frac{4\pi r_0^3}{3} \times 7680 \times 0.0875 = \frac{4\pi r_0^3}{4.46 \times 10^{-3}} \text{ (kg)}$$

となる。したがって、マトリクスに溶け込んだ Cr の質量比率は  $m/m_0$  であり、これは溶解した炭化物の体積比率に等しいので、残留炭化物量  $X$  (vol%) は、 $t \doteq 0$  での残留炭化物量を  $X_0$  (vol%) として、

$$X = X_0 \left( 1 - \frac{m}{m_0} \right) = X_0 \left\{ 1 - 4.46 \times 10^{-3} C_0 (\tau + 1.13\sqrt{\tau}) \right\} \doteq X_0 \left( 1 - 5.04 \times 10^{-3} \sqrt{\tau} \right) \quad (2.16)$$

と表される。ただし、 $\tau \ll 1$  において  $\tau$  の項は  $\sqrt{\tau}$  の項に対して小さいために無視した。さらに、 $\tau = Dt/r_0^2$  を元の  $t$  に戻して

$$X = X_0(1 - \sqrt{Kt})$$

$$K = \left( \frac{5.04 \times 10^{-3} C_0}{r_0} \right)^2 D \quad (2.17)$$

となる。したがって、式(2.11)で示した実験式

$$X = 16.6 \left\{ 1 - (Kt)^{0.483} \right\}$$

と比較して  $X_0=16.6$  vol% とすれば、Fig. 2-35 のモデルにより残留炭化物量の時間依存性を説明することができている。

さらに、Fig. 2-35 のモデルにより速度定数  $K$  の温度依存性もほぼ説明することができる。式(2.17)において、Fig. 2-21(b)の結果を参照して炭化物の半径は  $r_0 \doteq 0.25 \mu\text{m}$  であるとする。オーステナイト中への Cr の拡散係数は

$$D = 0.169 \times 10^{-4} \exp \left( - \frac{263.9 \times 10^3}{8.31(T + 273)} \right)$$

で与えられ<sup>27)</sup>、900、950、1000°C でそれぞれ  $2.95 \times 10^{-17}$ 、 $8.93 \times 10^{-17}$ 、 $2.48 \times 10^{-16} \text{ m}^2/\text{s}$  となる。Fig. 2-36 に示す熱力学平衡計算ソフトウェア FactSage による Fe-Cr-C 系状態図の計算によれば、例えば 920°C におけるオーステナイト単相領域とオーステナイト-炭化物 2 相領域の境界線に関して、C 濃度が低い場合には Cr 濃度は 10 mass% 前後であるが、C 濃度が高くなるとともに Cr 濃度は低くなり、C 濃度が 1.2 mass% において Cr 濃度は 0 となる。したがって、オーステナイト化初期にはマトリクスに溶解込んでいる C 濃度が低いために、炭化物とマトリクスの界面におけるマトリクス中の Cr 濃度を 900~1000°C の範囲で 10 mass% 程度であると仮定すると、マトリクスの密度が  $7860 \text{ kg}/\text{m}^3$  であるために  $C_0=786 \text{ kg}/\text{m}^3$  となる。この場合の式(2.17)で与えられる速度定数と温度の関係を Fig. 2-37 の Arrhenius プロットにおいて直線として描く。

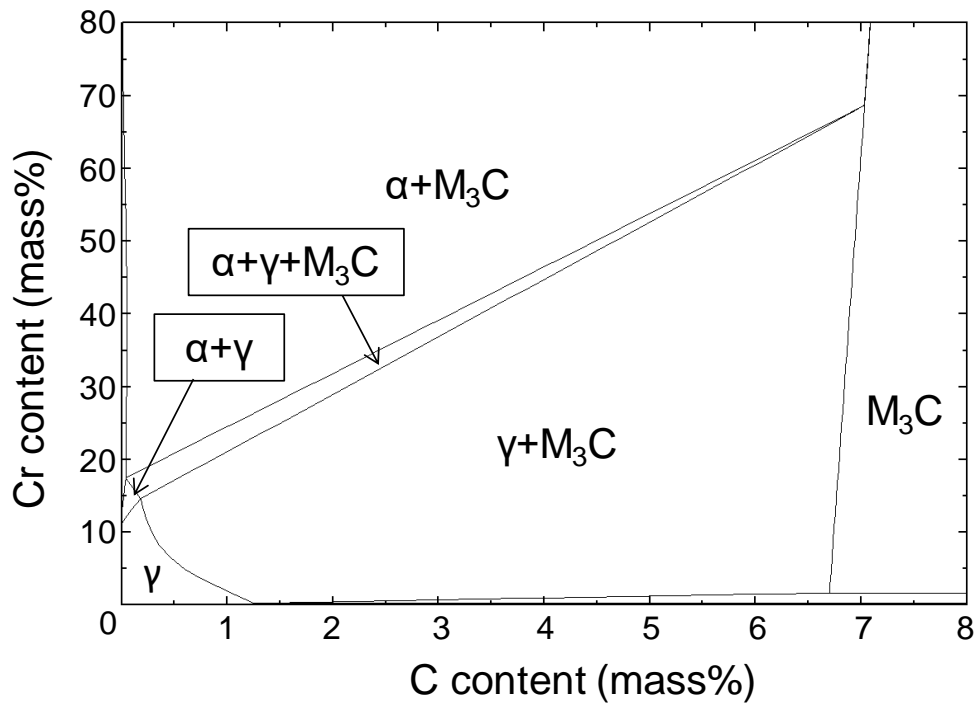


Fig. 2-36 Phase diagram of Fe-Cr-C system at 920°C calculated by FactSage.

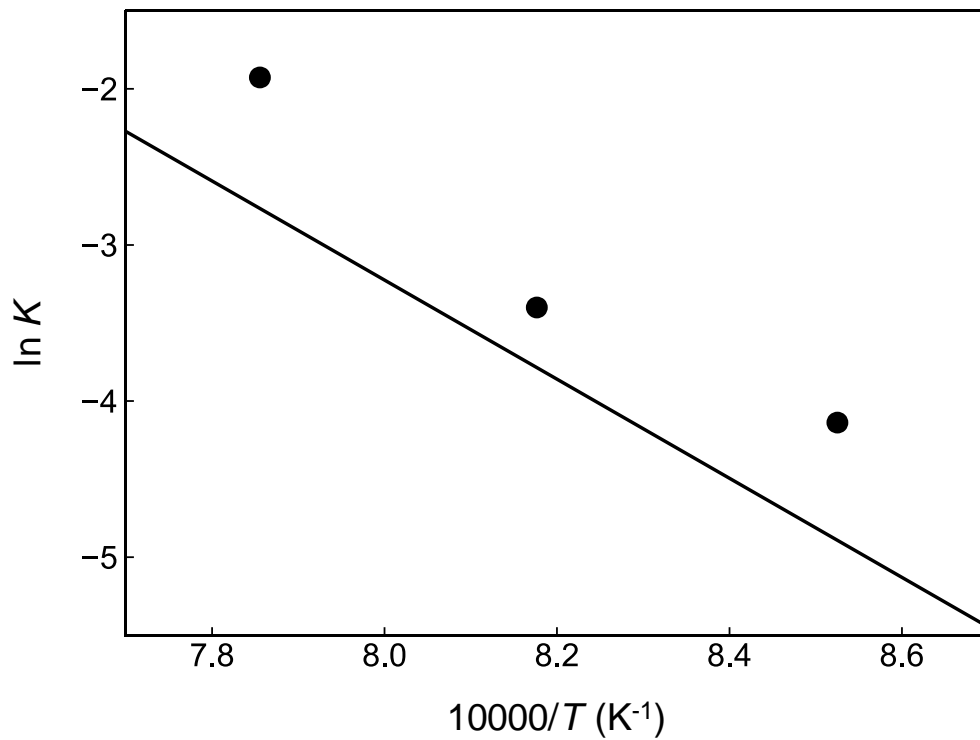


Fig. 2-37 Arrhenius plot of  $K$  defined in equation (2.10) (circle: experimental, line: estimated from equation (2.17)).

一方、式(2.8)において対数を2回取ると

$$\ln \ln \frac{X_0}{X} = n (\ln t + \ln K)$$

となり、Table 2-3 のそれぞれのオーステナイト化温度でのデータを用い、 $n=1/2$ 、 $X_0=16.6$  vol%に固定した条件で、 $\ln t$ と $\ln(\ln X_0/X)$ の直線回帰により $\ln K$ を決定した。オーステナイト化温度 900, 950, 1000°C に対して  $K$  はそれぞれ 0.0159, 0.0334, 0.146 となり、図中に併せて●印で表した。直線とほぼ一致するため、Fig. 2-35 のモデルにより炭化物の溶解の温度依存性も説明することができる。

#### 2.4.2 粒界拡散による炭化物の溶解

Fig. 2-33 において残留炭化物量はほぼ時間の平方根に線形に依存して減少した。しかし、オーステナイト化初期に急激に減少する現象は別の溶解機構が存在することを意味し、マトリクスの粒界上にある炭化物が粒界を経路として高速拡散することで溶解したことが考えられる。この速度は体拡散の場合と比較して桁違いに速い<sup>28)</sup>。このため、粒界上にある炭化物がオーステナイト化初期に消失する。

ただし、Fig. 2-33 において未加工の試験片の炭化物量 18.9 vol%が、920°Cで0 sのオーステナイト化に対して残留炭化物量 12.9 vol%に減少した。したがって、設定温度である920°Cに達した時点ではすでに元の炭化物の状態が凍結されず、昇温過程の途中で粒界上にある炭化物の一部は溶解していたと考えられる。面心立方構造の金属において粒界拡散の活性化エネルギーは体積拡散の場合の0.5倍程度である<sup>29)</sup>。このため、粒界拡散の拡散係数の温度依存性は小さく、920°Cよりかなり低い温度から粒界拡散が進行する。実際、熱電対によりモニターされた試験片の温度より、920°C付近での昇温速度は本研究において20°C/s程度であったため、この程度の昇温速度ではCrの粒界拡散に追いつかなかったことが推測される。

粒界上にある炭化物の体積率を $F$ として、オーステナイト初期にこの炭化物が消失したとすると、元の炭化物量 18.9 vol%は $t=0$ に結晶粒の内部にある炭化物量  $18.9(1-F)$ のみとなり、式(2.16)において $X_0=18.9(1-F)$ に変更して、その後の残留炭化物量は

$$X = 18.6(1-F)(1 - 5.04 \times 10^{-3} \sqrt{\tau}) \quad (2.18)$$

のように減少する。結晶粒径が 10, 15, 20  $\mu\text{m}$  の場合において粒界上にある炭化物の体積率は式(2.5)より  $F=0.388, 0.259, 0.194$  である。2.4.1 と同様に  $r_0=0.25 \mu\text{m}$  とし、オーステナイト中への Cr の拡散係数は  $920^\circ\text{C}$  で  $D=4.65 \times 10^{-17}$  となるため、 $\tau = Dt/r_0^2$  を元の  $t$  に戻して  $\tau = t/1344$  である。オーステナイト化温度に達してから 0.1 s までに粒界上にある炭化物がすべて溶解するとしたとする場合において、式(2.18)で表されるオーステナイト化時間と残留炭化物量の関係を Fig. 2-38 に示す。

オーステナイト初期に全体に対する体積率  $F$  に相当する炭化物が溶解する。その後は結晶粒の内部にある炭化物の溶解が進行する。残留炭化物量はオーステナイト化時間の平方根に対して線形に依存し、ほぼ同じ傾きで減少する。これは Fig. 2-33 に示した測定結果の傾向を概ね説明する。

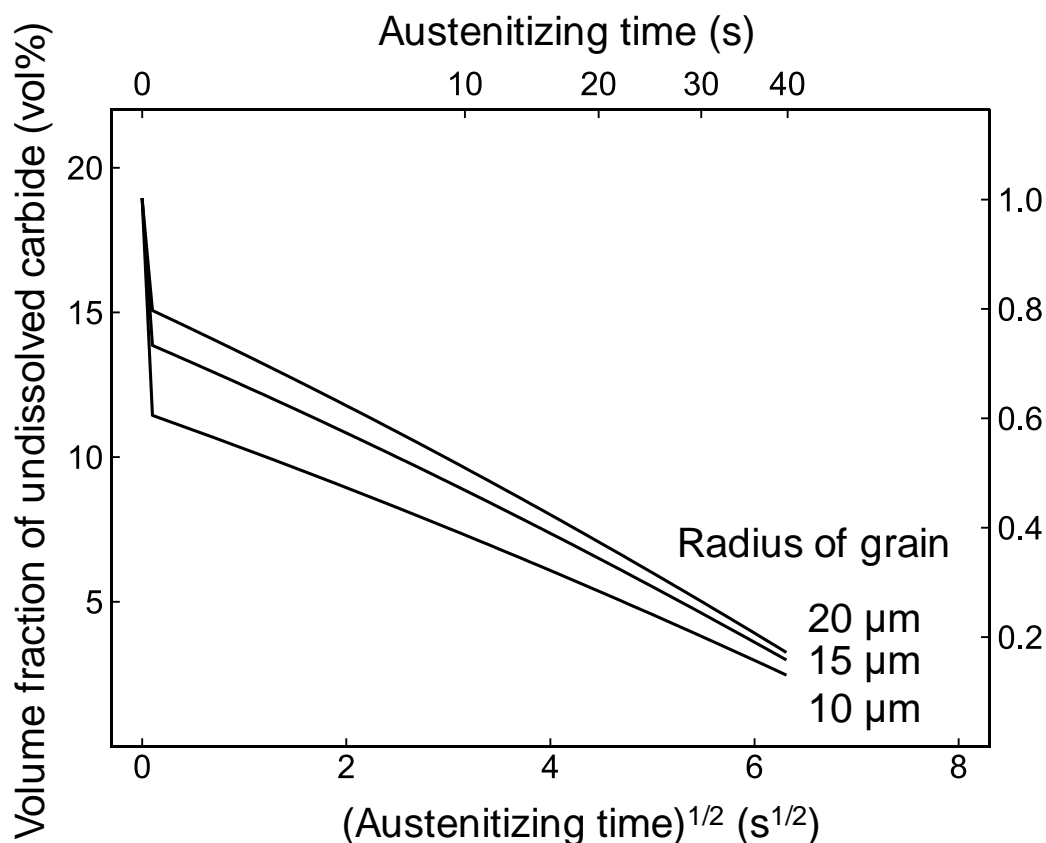


Fig. 2-38 Relationship between austenitizing time and volume fraction of undissolved carbide assuming the superposition of bulk diffusion and grain-boundary diffusion.

## 2.5 本章のまとめ

SUJ2 鋼に対して IH 加熱により 900~1000°C の範囲でオーステナイト化を施し、焼入れ焼もどし後の試験片を調査した。

(1) オーステナイト化温度と時間を変えた試験片において、オーステナイト化温度が高く残留炭化物量が少ないほど、硬くなるが残留オーステナイト量が多くなる傾向があり、これは次章で述べる機械的特性に大きく影響する。これに対して、旧オーステナイト結晶粒度とマルテンサイトブロックサイズによる影響は小さいと判断された。

(2) 炭化物の体拡散による溶解において、オーステナイト化時間と残留炭化物量の関係は Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami の式で整理され、本研究で用いた試験片に対して得られた実験式

$$X = 16.6 \exp(-(Kt)^n), n = 0.483$$

$$K = 4.12 \times 10^{13} \exp\left(-\frac{3.52 \times 10^5}{R(T + 273)}\right)$$

は、拡散律速によるマトリクス中へのクロムの溶け込みで説明することができた。

(3) 球状化焼なましが行われただけの未加工の試験片と比較して、冷間加工を施した試験片に対して IH 加熱により 920°C でオーステナイト化を施すと、オーステナイト化時間が短い期間において炭化物の溶解が加速する。微細化したマトリクス中の粒界上にある炭化物の体積率が高く、これが粒界拡散により溶解するためである。一方、冷間加工により炭化物は変化しないため、炭化物自身が溶解を加速するのに関与しているのではない。



## 第3章 焼入れ条件が機械的特性に及ぼす影響

### 3.1 本章の目的

本章では、前章の 2.2.1 で述べた方法で IH 加熱を施した試験片における焼入れ条件と機械的特性の関係について述べる。金属組織学的にはマトリクス中に溶け込んでいる炭素量と焼入れ温度が焼入れ焼もどし後の組織と機械的性質に影響する。しかし、実際に焼入れで管理できるパラメータはオーステナイト化時間と温度であり、これらを焼入れ条件の支配的因子とした。2.3.3.2 で述べたようにこれらのパラメータを設定すると焼入れ後の残留炭化物量が決まり、1.2.1 で述べた式(1.2)よりマトリクス中に溶け込んでいる炭素量が求まる。また、オーステナイト化温度は焼入れ温度と等しい。

前章では、オーステナイト化温度を 900, 950, 1000°C に設定した場合において、試験片の残留炭化物量が 4, 8, 12 vol%となるような試験片を IH 加熱により調整した。Table 2-3 ~2-7 に示した金属組織学的な評価に関する結果を Table 3-1 にまとめる。硬さは 720~760 HV, 旧オーステナイト結晶粒度は 9.0~10.6 程度であり、850°C 程度で炉加熱による方式で作製した試験片と大差はなかった。ところが、炉加熱の場合よりもかなり高い焼入れ温度であるために残留オーステナイト量が多くなり、全体の 9~18 vol%を占めた。残留オーステナイトは不安定であり、他の相に分解することで寸法の経時変化を引き起こすため、ある許容値にまで量を抑える必要がある。併せて、これは柔らかい相であるために静的負荷能力や転動疲労寿命などの転がり軸受の部品にとって重要な機械的特性にも影響する可能性がある。

1.2.2 で述べたように転がり軸受には種々の機械的特性が要求される。そこで、炉加熱による方式で作製した試験片をベンチマークとして、上述のオーステナイト化温度と残留炭化物量の範囲内において以下の評価項目すべてに対して同等以上の機械的特性となるような IH 条件を探索した。残留炭化物量とオーステナイト化温度に着目するが、実はマトリクス中に溶け込んでいる炭素量と焼入れ温度の影響を評価していることに他ならない。寸法安定性、静的負荷能力、耐摩耗性、耐表面損傷性、ねじり疲労強度および転動疲労寿命を評価し、焼入れ焼もどし後の金属学的組織との関連について調べた。

Table 3-1 Metallographical properties of IH-heated specimens shown in Chapter 2.

specimens	austenitizing temperature (°C)	austenitizing time (s)	volume fraction (vol%)		
			undissolved carbide	retained austenite	tempered martensite
900-4	900	316.0	4	14.5	81.5
900-8	900	58.0	8	11.2	80.8
900-10	900	29.0	10	10.5	79.5
900-12	900	11.0	12	8.6	79.5
950-4	950	65.0	4	17.9	78.1
950-8	950	15.0	8	13.1	78.9
950-12	950	3.0	12	10.7	77.3
1000-4	1000	10.0	4	16.9	79.1
1000-8	1000	4.0	8	16.5	75.5
1000-12	1000	0.7	12	14.8	73.2
950-4 (subzero)	950	65.0	4	5.0	91.0

(continued)

hardness (HV)	prior-austenite grain size number	tempered martensite	
		block size (μm)	FWHM of X-ray(° )
761	9.6	0.35	6.95
749	10.4	0.33	6.75
730	10.5	—	6.36
720	10.6	0.34	5.98
748	9.0	0.37	6.83
751	10.1	0.33	6.71
720	10.6	0.35	6.38
750	9.7	—	6.87
749	9.9	—	6.82
757	10.3	—	6.87
880	9.0	—	7.32

## 3.2 実験方法

### 3.2.1 機械的特性の評価に用いた試験片

Table 3-1 に示したすべての試験片の機械的特性を評価した。ベンチマークとして比較するため、炉加熱による方式で試験片を作製し、以後、炉加熱品と呼ぶ。850°C の吸熱型変性ガス雰囲気中で 30 min のオーステナイト化後に試験片を焼入れ、180°C で 2 h の焼もどしを施した。

また、3.4.2 に後述する静的負荷能力の評価においてマルテンサイト量の影響をより明確にするため、サブゼロ処理を追加した試験片を作製した。IH 条件が 950-4 の試験片を焼もどす前に液体窒素中に 30 min だけ保持し、その後に 180°C で 2 h の焼もどしを施した。元の 950-4 の試験片と比較して、焼もどし後の残留炭化物量は変わらないが、サブゼロ処理により残留オーステナイトが分解することでマルテンサイト量が多くなる。

### 3.2.2 寸法安定性の評価方法

軸受を高温下で長期にわたり使用すると残留オーステナイトが分解し、金属組織の経時変化による寸法変化が起こる。特に、軸受の内輪の膨張は使用中のクリープ損傷や焼付きの原因となるため、寸法変化を適正な範囲内に抑える必要がある。このため、加速試験において外径の寸法変化率を測定した。外径 60.3 mm、内径 53.7 mm、高さ 15.3 mm のリング形状の試験片を IH 加熱により焼入れ焼もどした後に外径 60.0 mm、内径 54.0 mm、高さ 15.0 mm となるように研削加工を施し、大気中において 230°C で 2 h の保持を行った。外形の寸法の測定位置は加速試験の前後で同じとし、試験片 1 個に対して直交する 2 箇所での外径を平均した。それぞれの IH 条件で焼入れ焼もどしを施した 3 個の試験片における平均値をその IH 条件での寸法変化率とした。

### 3.2.3 耐圧痕形成性の評価方法

1.2.2 で述べたように、静止状態の軸受の軌道面に極端に大きな集中荷重が負荷されると塑性変形が起こり、軌道面に圧痕によるくぼみが形成され、これが回転精度の悪化や異音の発生を引き起こすことにより軸受は早期に損傷する。このため、静的負荷能力に対する IH 条件の影響を評価しておく必要がある。

セラミック球の圧下により形成される圧痕深さを指標とした。外径 60.0 mm、内径 52.0 mm、高さ 15.3 mm のリング形状の試験片を IH 加熱により焼入れ焼もどした後、その試験

片から切り出した 6×15×3 mm の平板を鏡面研磨し、その表面に直径 3/8 インチの窒化ケイ素のセラミック球を 421.3, 599.9, 822.9 N の荷重で圧下した。これらはそれぞれヘルツ最大接触圧力  $P_{\max}$  が 4.0, 4.5, 5.0 GPa となる場合に相当する。荷重を増加させる速度を 3 N/s とし、所望の荷重に保持する時間を 120 s とした。除荷後に 3 次元表面形状測定装置 (New View 200, ZYGO 製) により圧痕深さを測定した。それぞれの荷重において測定した 3 個の試験片における平均値をその荷重での圧痕深さとした。

#### 3.2.4 耐摩耗性の評価方法

NTN 式サバン型摩耗試験により耐摩耗性を評価した。試験機の構成を Fig. 3-1 に示す。回転するリング形状の相手材に試験片を一定荷重で押し付けた状態で相対的にすべらせることで試験片に磨耗を生じさせる。一般的なサバン型摩耗試験機と比較して、相手材の外周面に曲率があるために片あたりによるエッジロードを避けることができる。

3.2.3 で述べた手順で作製した平板を試験片とし、Table 3-2 に示す条件で試験を行った。試験片の表面に形成された摩耗痕の形状寸法を光学顕微鏡により測定し、それから算出される摩耗痕の体積から比摩耗率を算出した。それぞれの IH 条件で焼入れ焼もどしを施した 3 個の試験片における平均値をその IH 条件での試験片の比摩耗率とした。

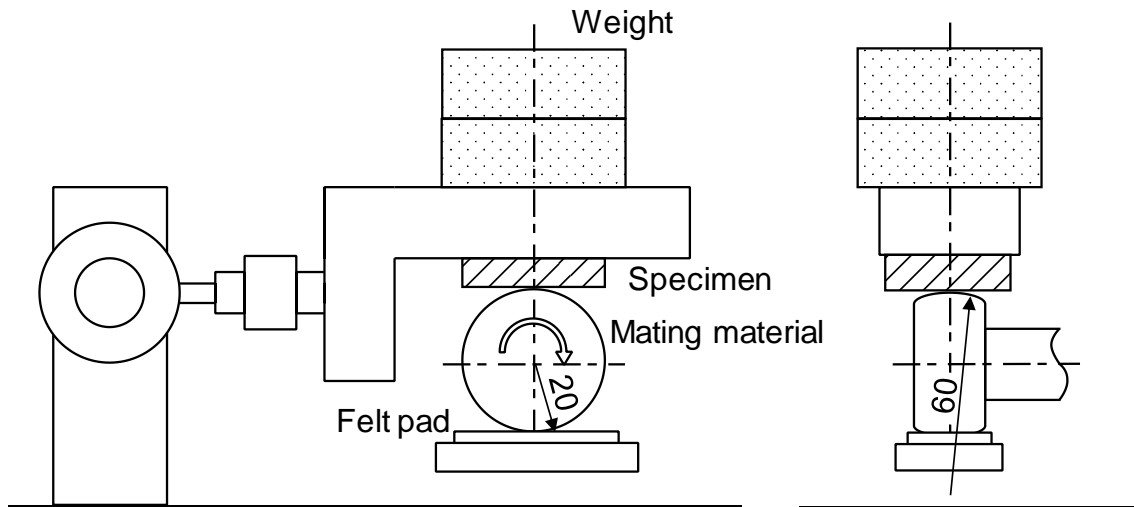


Fig. 3-1 Schematic illustration of Savin type wear test rig.

Table 3-2 Condition of Savin type wear test.

surface roughness of specimen	0.002 ~ 0.004 $\mu\text{mRa}$
mating material	standard heat-treated SUJ2 steel 20 mm in radius, $R60$ mm in secondary curvature, 0.01 $\mu\text{mRa}$ in surface roughness
rotational speed	24 $\text{min}^{-1}$
radial load	50 N (maximum Hertzian contact pressure 0.49 GPa)
lubricating condition	felt pad lubrication with turbine oil VG2
test time	60 min

### 3.2.5 耐表面損傷性の評価方法

表面損傷に関しては、2 円筒試験機により耐ピーリング性と耐スミアリング性を評価した。試験機の構成を Fig. 3-2 に示し、試験条件をそれぞれ Table 3-3 と Table 3-4 に示す。

ピーリング試験では駆動側の軸をモータで回転させ、従動側の軸を駆動側の軸に対して自由転がり条件で従動させる。従動側の転送面でのピーリング面積率で耐ピーリング性を評価した。ピーリングが最も多くみられた 6 箇所の視野で面積率を測定し、その中で面積率が高い 3 箇所の平均値をその試験片のピーリング面積率とした。それぞれの IH 条件で焼入れ焼もどしを施した 3 個の試験片における平均値をその IH 条件でのピーリング面積率とした。

スミアリング試験では接触部に相対的なすべりを与えるために駆動側と従動側の軸を独立したモータで回転させる。両方の軸に固定した試験片に所望の荷重を負荷した状態で、回転速度  $200 \text{ min}^{-1}$  で 3 min のなじみ運転を行い、従動側の回転速度を  $200 \text{ min}^{-1}$  に保ったまま、駆動側の回転速度を  $200 \text{ min}^{-1}$  から 30 s ごとに  $100 \text{ min}^{-1}$  ずつ増加させた。スミアリングの発生は振動センサが検知し、スミアリングが発生するまでの時間で耐スミアリング性を評価した。それぞれの IH 条件で焼入れ焼もどしを施した 2 個の試験片における平均値をその IH 条件でのスミアリング発生時間とした。

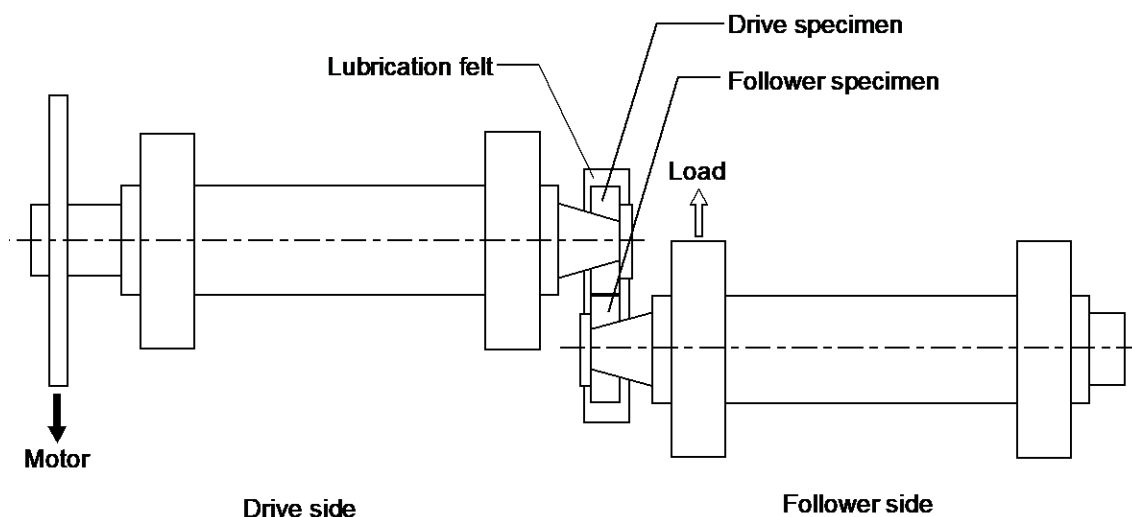


Fig. 3-2 Schematic illustration of ring to ring type test rig.

Table 3-3 Condition of peeling test.

specimen (on the driver side)	$\varnothing 40 \times {}^t12, {}^R60\text{mm}$ in axial curvature, 0.6 ~ 0.7 $\mu\text{mRa}$ in surface roughness
specimen (on the follower side)	$\varnothing 40 \times {}^t12$ , axial straight, 0.02 $\mu\text{mRa}$ in surface roughness
rotational speed	2000 $\text{min}^{-1}$
radial load	1245N
maximum Hertzian contact pressure	2.3 GPa
Hertzian contact ellipse	1.48 × 0.71 mm
loading cycle	$4.8 \times 10^5$
lubricating condition	turbine oil VG46 with no additives

Table 3-4 Condition of smearing test.

specimen (on the driver side and follower side)	$\varnothing 40 \times {}^t12, {}^R60\text{mm}$ in axial curvature, 0.6 ~ 0.7 $\mu\text{mRa}$ in surface roughness
rotational speed (driver side)	step up from 200 $\text{min}^{-1}$ in the increments of 100 $\text{min}^{-1}$
rotational speed (follower side)	fixed at 200 $\text{min}^{-1}$
radial load	1245N
maximum Hertzian contact pressure	2.3 GPa
Hertzian contact ellipse	1.48 × 0.71 mm
loading cycle	$4.8 \times 10^5$
lubricating condition	turbine oil VG46 with no additives

### 3.2.6 ねじり疲労強度の評価方法

1.2.2 で述べたように、軸受が清浄油で潤滑され適正な負荷で使用されたとしても、内輪や外輪の軌道面には圧縮応力が繰り返し作用し、いつかは内部起点型はく離による損傷が起こる。しかし、実際において内部起点型はく離が起こるまでの総回転数は非常に大きく<sup>1)</sup>、これを直接的に査定評価しようとするると長い試験時間が必要となる。一方、内部起点型はく離の初期き裂は表面層に作用する交番せん断応力により発生するとされているため<sup>2)</sup>、ねじり疲労強度は転動疲労寿命の指標にできると考えられる。このため、3.2.2~3.2.5 の評価項目において炉加熱品と同等以上の機械的特性となった IH 条件を対象として、Fig. 3-3 に示す砂時計状の試験片に対する超音波ねじり疲労試験を行った。

高速にせん断応力を負荷することができる超音波ねじり疲労試験機の構成を Fig. 3-4 に示す<sup>3)</sup>。ねじり振動コンバータの出力を拡大ホーンにより増幅し、試験片の R 部に高いせん断応力を負荷する仕組みとなっている。

3.4.5 に後述するように、ほとんどの場合において試験片は表面起点型の破断形態であった。このため、破断は試験片の表面粗さの影響を強く受けると考えられ、IH 加熱により焼入れ焼もどした試験片の R 部を #800 と #2000 のエメリー紙で研磨し、粒径 1  $\mu\text{m}$  のダイヤモンド砥粒によりラッピング鏡面仕上げを施すことで、試験片間で表面状態が同じであるようにした。この試験片に対する超音波ねじり疲労試験の条件を Table 3-5 に示すが、破断するまでの負荷回数が  $10^6$  回以上となるような低応力域に応力振幅を設定した。また、高速な負荷の繰り返しによる試験片の温度上昇を抑制するために間欠負荷とし、 $10^{10}$  回で打ち切りとした。



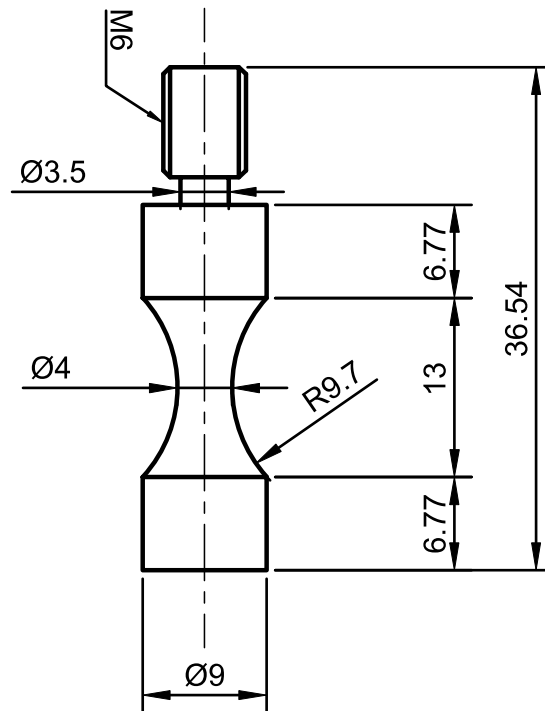


Fig. 3-3 Specimen used for ultrasonic torsion fatigue test.

Table 3-5 Condition of ultrasonic torsion fatigue test.

load frequency	20 kHz
stress ratio	$R=-1$
load condition (intermittent)	① if load < 750 MPa, duty 0.110 s ↔ pause 1.100 s when cycle < $1 \times 10^7$ duty 0.500 s ↔ pause 0.500 s when cycle $\geq 1 \times 10^7$ ② if load $\geq 750$ MPa, duty 0.11 s ↔ pause 1.1 s
terminating cycles	$10^{10}$

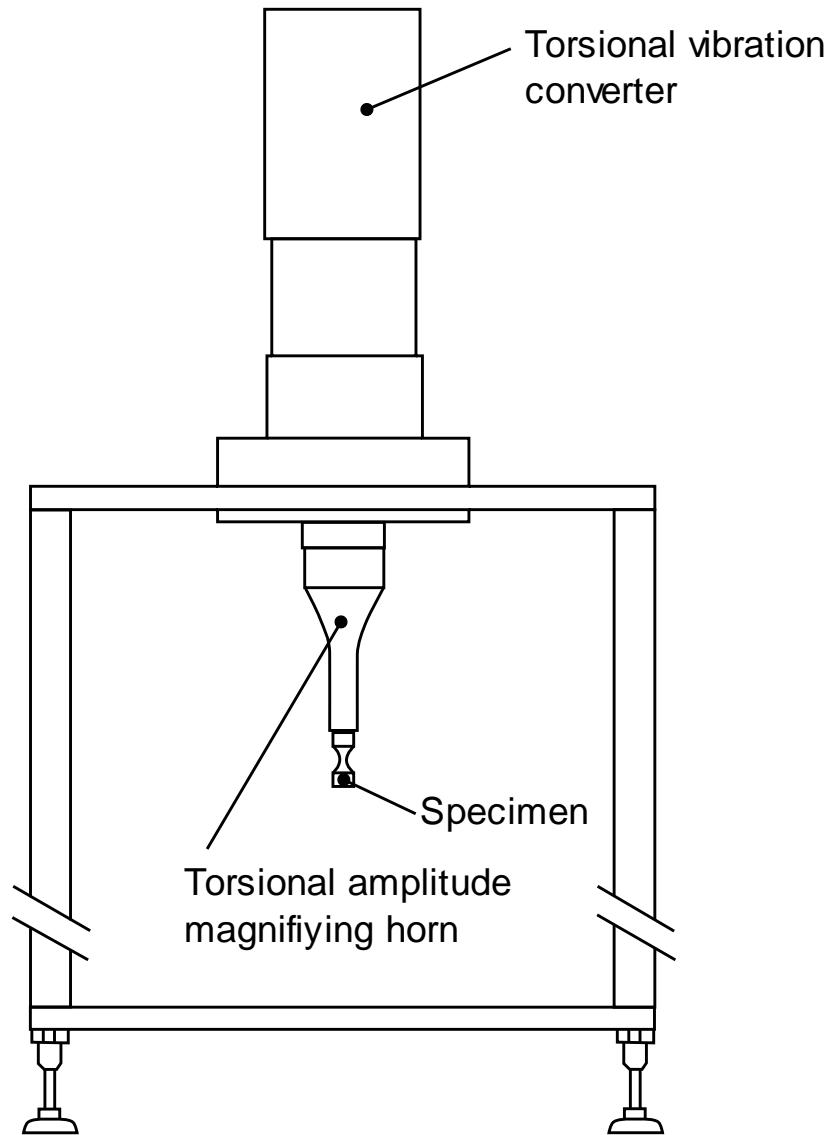


Fig. 3-4 Schematic illustration of ultrasonic torsion fatigue tester.

### 3.2.7 転動疲労寿命の評価方法

以上のすべての評価項目において炉加熱品と同等以上の機械的特性となった IH 条件を対象として、軸受寿命試験により転動疲労寿命を評価した。内輪と外輪を IH 加熱により焼入れ焼もどした後、SUJ2 鋼でできた量産品の鋼球を用いて呼び番号 6206 の深溝玉軸受を作製した。

転動疲労寿命試験機の構成を Fig. 3-5 に示す。中央部に支持軸受が固定された回転軸の両端に試験される軸受を圧入し、それらの軸受の外輪を試験機に取り付けた。荷重バネにより支持軸受を上向きに引っばることで回転軸を介して試験される軸受の内輪と外輪の間に所望の荷重を負荷した。そして、循環給油潤滑の状態に保ちながら Table 3-6 に示す条件で回転軸を回転させた。軸受の損傷は振動センサが検知し、試験機を停止させる仕組みとなっている。なお、試験時間が約 1000 h 以上となった場合には打ち切りとした。

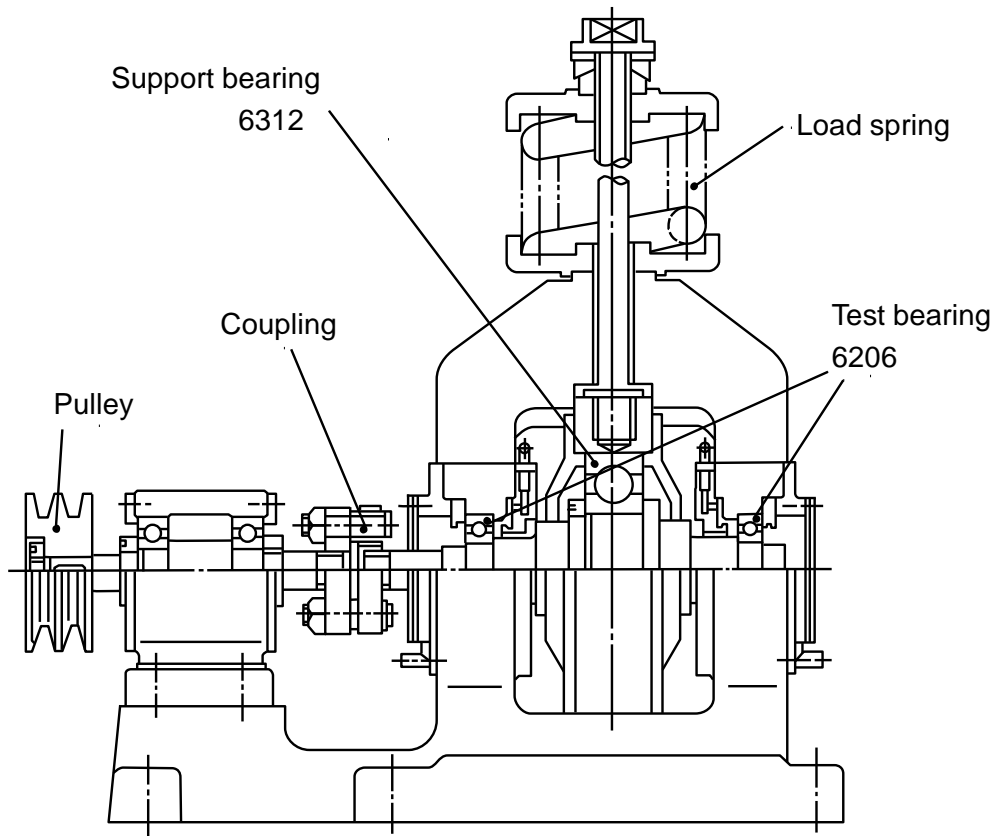


Fig. 3-5 Schematic illustration of rolling contact fatigue test rig.

Table 3-6 Condition of rolling contact fatigue test.

bearing type	6206C3( $\phi 62 \times \phi 30 \times 16$ )
rotational speed	3000 min <sup>-1</sup>
radial load	6.86 kN
maximum Hertzian contact pressure	inner ring-ball: 3.11 GPa outer ring-ball: 3.21 GPa
lubricating condition	circulation lubrication with turbine oil VG56
terminating time	~ 1000 h

### 3.3 実験結果

#### 3.3.1 寸法安定性の評価結果

それぞれの IH 条件で焼入れ焼もどしを施した試験片の寸法変化率の評価結果を Table 3-7 と Fig. 3-6 に示す。ベンチマークである炉加熱品の寸法変化率は 0.060% であり，図中の○印はそれより小さな寸法変化率であったことを表し，×印はそれより大きな寸法変化率であったことを表す。IH 条件が 900-8, 900-10, 900-12, 950-8, 950-12, 1000-12 の試験片が炉加熱品と同等以上の寸法安定性を持つと判定された。

Table 3-7 Result of dimension change.

specimens	dimension change (%)
900-4	0.065
900-8	0.038
900-10	0.039
900-12	0.026
950-4	0.075
950-8	0.047
950-12	0.039
1000-4	0.064
1000-8	0.062
1000-12	0.055
furnace	0.060

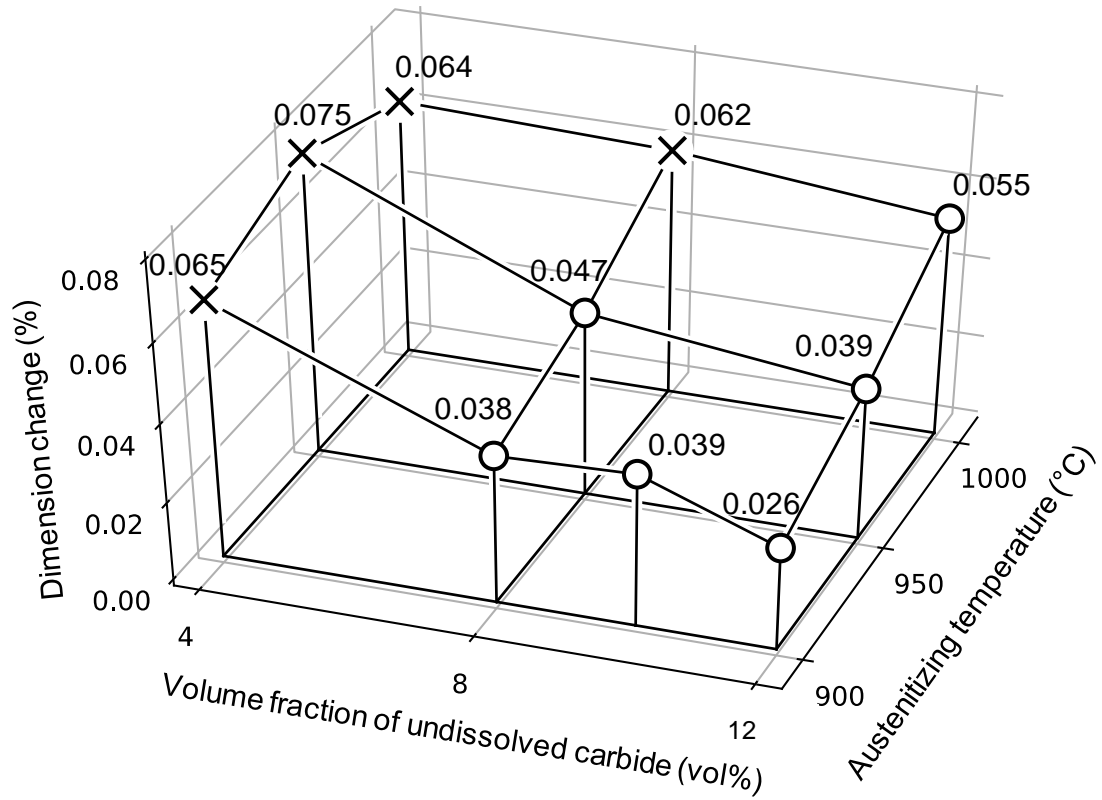


Fig. 3-6 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on dimensions change.

### 3.3.2 耐圧痕形成性の評価結果

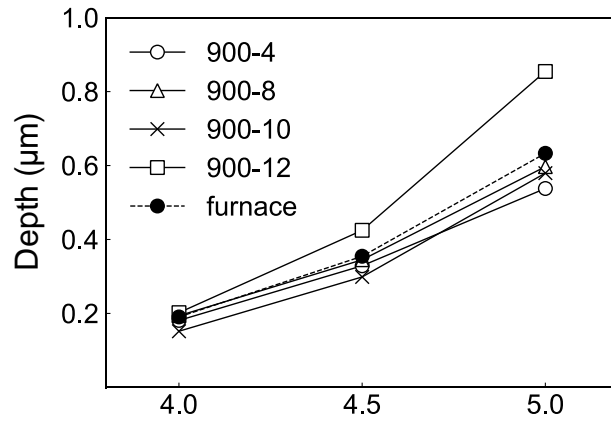
それぞれの IH 条件で焼入れ焼もどしを施した試験片の圧痕深さの評価結果を Fig.3-7(a)～(c)に示す。オーステナイト化温度で分けて、図中に●印で表す炉加熱品の結果と比較している。

Fig. 3-7(a)では、すべての試験片において圧痕深さが荷重によらず炉加熱品よりも小さいために、炉加熱品と同等以上の静的負荷能力を持つと判定された。逆に Fig. 3-7(c)では、すべての試験片において同等未満の静的負荷能力を持つと判定された。ところが Fig. 3-7(b)では、圧痕深さの大小が炉加熱品との間で荷重によって逆転するために一概に優劣を判定することができなかった。そこで、ヘルツ最大接触圧力<sup>4)</sup>に基づいた新たな評価基準を設けることで耐圧痕形成性を評価した。

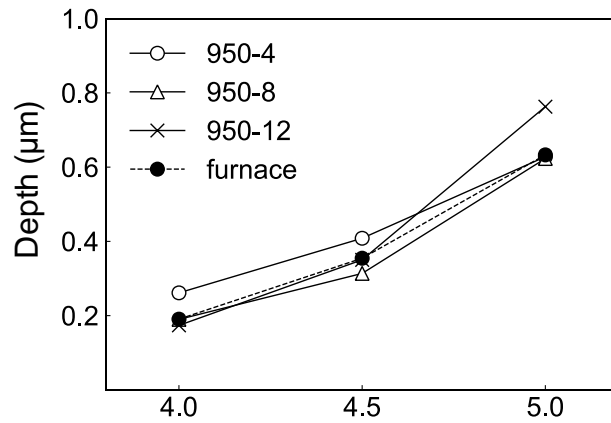
静止状態の軸受に極端に大きな集中荷重が負荷された場合、転動体と軌道面の塑性変形量の合計が転動体の直径の約 $10^{-4}$ 倍以上になると使用中に振動や異音が発生するとされているため<sup>5)</sup>、塑性変形量はそれ以下に抑制する必要があると考えられる。転動体をセラミック球として試験を行ったために塑性変形は軌道面に相当する試験片の側だけに生じる。このため、軌道面と転動体の永久変形の量がほぼ等しいことに着目し<sup>5)</sup>、圧痕深さを $\delta$  (m)として、 $2\delta$ がセラミック球の直径 $D_w = 9.53$  mmの $10^{-4}$ 倍となるヘルツ最大接触圧力 $P_{max}$ を静的負荷能力とみなすことにした。 $\log(\delta/D_w)$ は $\log P_{max}$ に対して直線的となることが知られているために<sup>6)</sup>、Fig. 3-7に示したデータに対して $\log P_{max}$ と $\log(\delta/D_w)$ を直線回帰することで $2\delta/D_w=10^{-4}$ となるヘルツ最大接触圧力を算出した。

それぞれの IH 条件で焼入れ焼もどしを施した試験片の静的負荷能力の評価結果を Table 3-8と Fig. 3-8に示す。ベンチマークである炉加熱品の結果を●印で併せて示した。残った Fig. 3-7(b)の中で IH 条件が 950-4, 950-12 の試験片においては静的負荷能力が炉加熱品での値 4.75 GPa より小さくなったが、その差はわずかであるため、母平均に差があるということを有意水準 5%で検定した。Fig. 3-8 中の○印は炉加熱品の静的負荷能力と比較して同等以上であると判定されたことを表し、×印は同等未満であると判定されたことを表す。

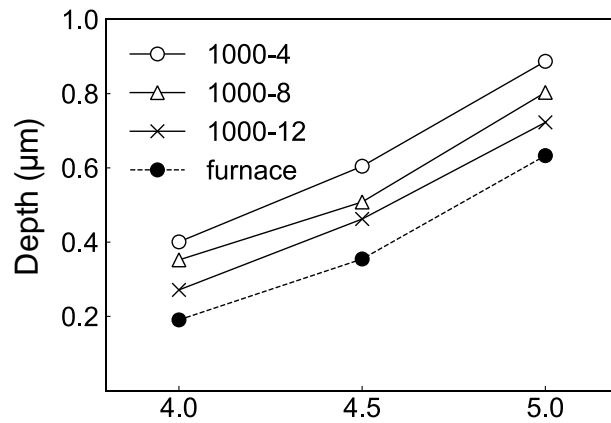
(a) Austenitizing temperature 900°C



(b) Austenitizing temperature 950°C



(c) Austenitizing temperature 1000°C



Maximum Hertzian contact pressure,  $P_{max}$  (Gpa)

Fig. 3-7 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on indentation depth.



Table 3-8 Result of static load capacity.

specimens	static load capacity (GPa)
900-4	4.87
900-8	4.79
900-10	4.85
900-12	4.57
950-4	4.67
950-8	4.80
950-12	4.68
1000-4	4.21
1000-8	4.37
1000-12	4.40
950-4 (subzero)	5.40
furnace	4.75

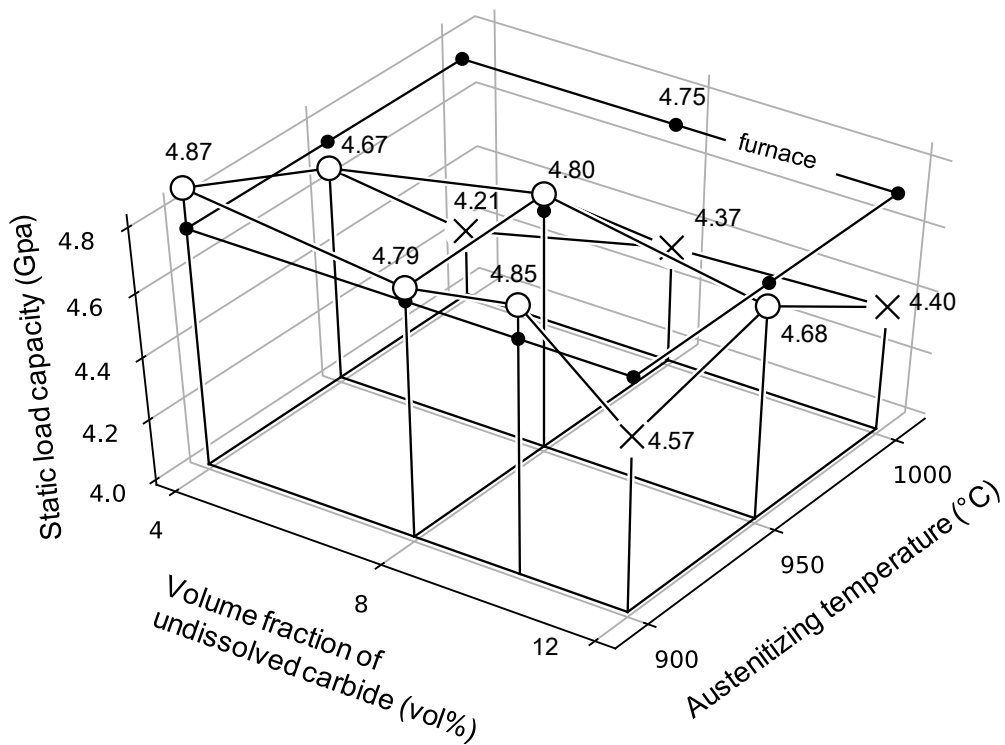


Fig. 3-8 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on static load capacity.

### 3.3.3 耐摩耗性の評価結果

3.3.1 と 3.3.2 の両方の評価項目において、IH 条件が 900-8, 900-10, 950-8, 950-12 の試験片が炉加熱品と同等以上であることがわかった。このため、これらの IH 条件で焼入れ焼もどしを施した試験片に対して 3.2.4 で述べたサバン型摩耗試験を行った。試験片の表面に形成された摩耗痕の光学顕微鏡像を Fig. 3-9 に示す。摩耗痕のくぼみに対して、摺動方向の径  $a$  (m) とそれに直交する径  $b$  (m) を測定することで摩耗痕の体積  $V$  (m<sup>3</sup>) を算出した。

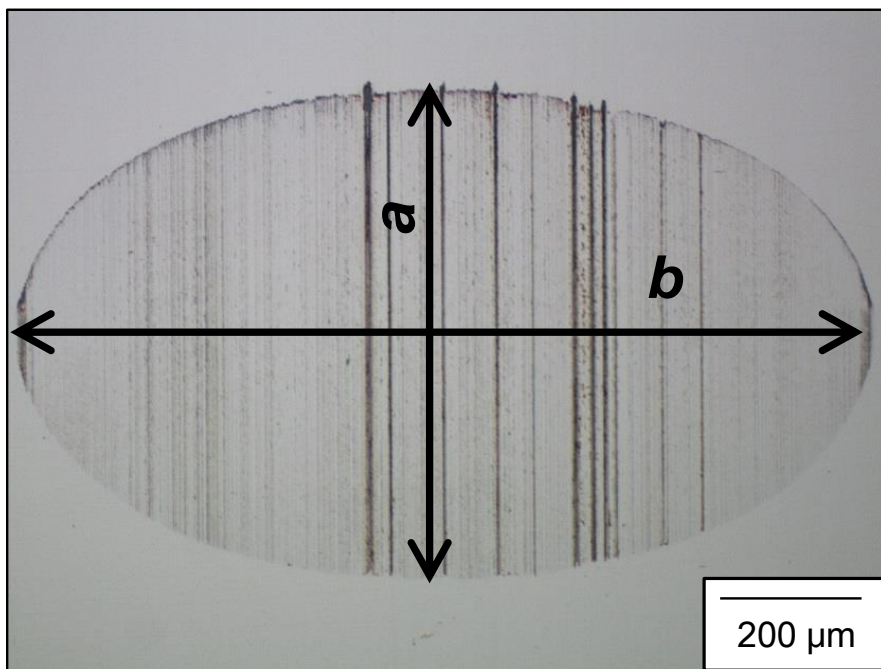


Fig. 3-9 Optical micrograph of wear stamp formed through Savin type wear test.

Fig. 3-1 に示したように相手材の摺動面はトーラス形状であり、これと試験片が干渉する部分の体積が  $V$  となる。実際、Fig. 3-10 においてトーラスは、 $R$  と  $r$  を定数として

$$\vec{OP} = (R \cos t, R \sin t, 0)$$

$$\vec{PQ} = r \{ \cos p (\cos t, \sin t, 0) + \sin p (0, 0, 1) \} \quad [0 \leq s, t < 2\pi]$$

と表されるため、この面上の点  $Q(x, y, z)$  は

$$\begin{aligned}x &= R \cos t + r \cos t \cos p = \cos t (R + r \cos p) \\y &= R \sin t + r \sin t \cos p = \sin t (R + r \cos p) \\z &= r \sin p\end{aligned}$$

のようにパラメータ表示される。まず、 $t$  を消去して

$$x^2 + y^2 = (R + r \cos p)^2$$

であり、この式は

$$r \cos p = \sqrt{x^2 + y^2} - R$$

と変形されるために、さらに  $p$  を消去して、

$$\left(\sqrt{x^2 + y^2} - R\right)^2 + z^2 = r^2$$

がトーラスの方程式となる。

平面  $x=X$  との交線の方程式は

$$\left(\sqrt{X^2 + y^2} - R\right)^2 + z^2 = r^2 \quad (3.1)$$

であり、 $yz$  平面上で楕円に似た形状の閉曲線になる。この交線の径は

$$y \text{ 軸方向の径} : 2\sqrt{(r+R)^2 - X^2} = 2\sqrt{(r+R+X)(r+R-X)} \quad (3.2)$$

$$z \text{ 軸方向の径} : 2\sqrt{r^2 - (X-R)^2} = 2\sqrt{(r-R+X)(r+R-X)}$$

であるが、Fig. 3-1 で示したように、この場合には相手材の外周面の径

$$\rho = r + R \quad (3.3)$$

が 20 mm であり、副曲率半径  $r$  が 60 mm であるため、 $R$  は -40 mm となり、 $R$  が負であるために  $y$  軸方向の径は  $z$  軸方向の径より小さいことがわかる。したがって、Fig. 3-9 に示したように、 $a$  は  $b$  より小さくなる。さらに、摩耗痕は非常に浅いために干渉する部分においては  $X \doteq \rho$  であり、 $X$  に依らず  $y$  軸方向の径と  $z$  軸方向の径の比は

$$\frac{z \text{ 軸方向の径}}{y \text{ 軸方向の径}} = \frac{\sqrt{r-R+X}}{\sqrt{r+R+X}} \doteq \frac{\sqrt{r-R+\rho}}{\sqrt{r+R+\rho}}$$

のように一定となるために、 $a$  と  $b$  の比も

$$\frac{b}{a} \doteq \frac{\sqrt{r-R+\rho}}{\sqrt{r+R+\rho}} \quad (3.4)$$

となる。

交線を表す式(3.1)は

$$z^2 = r^2 - \left( R - \sqrt{X^2 + y^2} \right)^2 = \left( r - R + \sqrt{X^2 + y^2} \right) \left( r + R - \sqrt{X^2 + y^2} \right)$$

$$= \left( r - R + \sqrt{X^2 + y^2} \right) \frac{(r+R)^2 - X^2 - y^2}{r+R + \sqrt{X^2 + y^2}}$$

と変形され、 $X \doteq \rho \gg y$  として式(3.4)に注意すると、

$$z^2 \doteq (r-R+\rho) \frac{(r+R)^2 - X^2 - y^2}{r+R+\rho} \doteq \left( \frac{b}{a} \right)^2 \left\{ (r+R)^2 - X^2 - y^2 \right\}$$

と近似される。これは  $y$  軸方向の径が  $2\sqrt{(r+R)^2 - X^2}$  で、 $z$  軸方向の径が  $2b\sqrt{(r+R)^2 - X^2}/a$  の楕円の方程式であり、これが囲む面積は

$$S(X) = \frac{\pi b}{a} \left\{ (r+R)^2 - X^2 \right\}$$

となる。したがって、摩耗痕の深さを  $d$  (m) とすると  $X$  の範囲は  $r+R \geq X \geq r+R-d$  となり、 $S(X)$  を積分して  $V$  は

$$V = \frac{\pi b}{a} \left( (r+R)d^2 - \frac{d^3}{3} \right)$$

であるが、 $d^3$  の項は  $d^2$  の項に対して小さいために無視することで

$$V = \frac{\pi(r+R)b d^2}{a} \tag{3.5}$$

となる。

一方、 $a$  は  $X = r+R-d$  における  $y$  軸方向の径であり、式(3.2)に  $X = r+R-d$  を代入して

$$a = 2\sqrt{(2r+2R-d)d}$$

で与えられ、逆に  $d$  に関して 2 次方程式を解くと

$$d = (r+R) - \sqrt{(r+R)^2 - \left( \frac{a}{2} \right)^2}$$

となる。これを式(3.5)に代入すると、式(3.3)に注意して、

$$V = \frac{\pi(r+R)b}{a} \left( \frac{\left( \frac{a}{2} \right)^2}{(r+R) + \sqrt{(r+R)^2 - \left( \frac{a}{2} \right)^2}} \right)^2 = \frac{\pi \rho a^3 b}{16 \left( \rho + \sqrt{\rho^2 - \left( \frac{a}{2} \right)^2} \right)^2} \tag{3.6}$$

が得られる。したがって、相手材の外周面の径  $\rho$  は既知であり、 $a$  と  $b$  が測定されれば、この式より  $V$  が算出される。

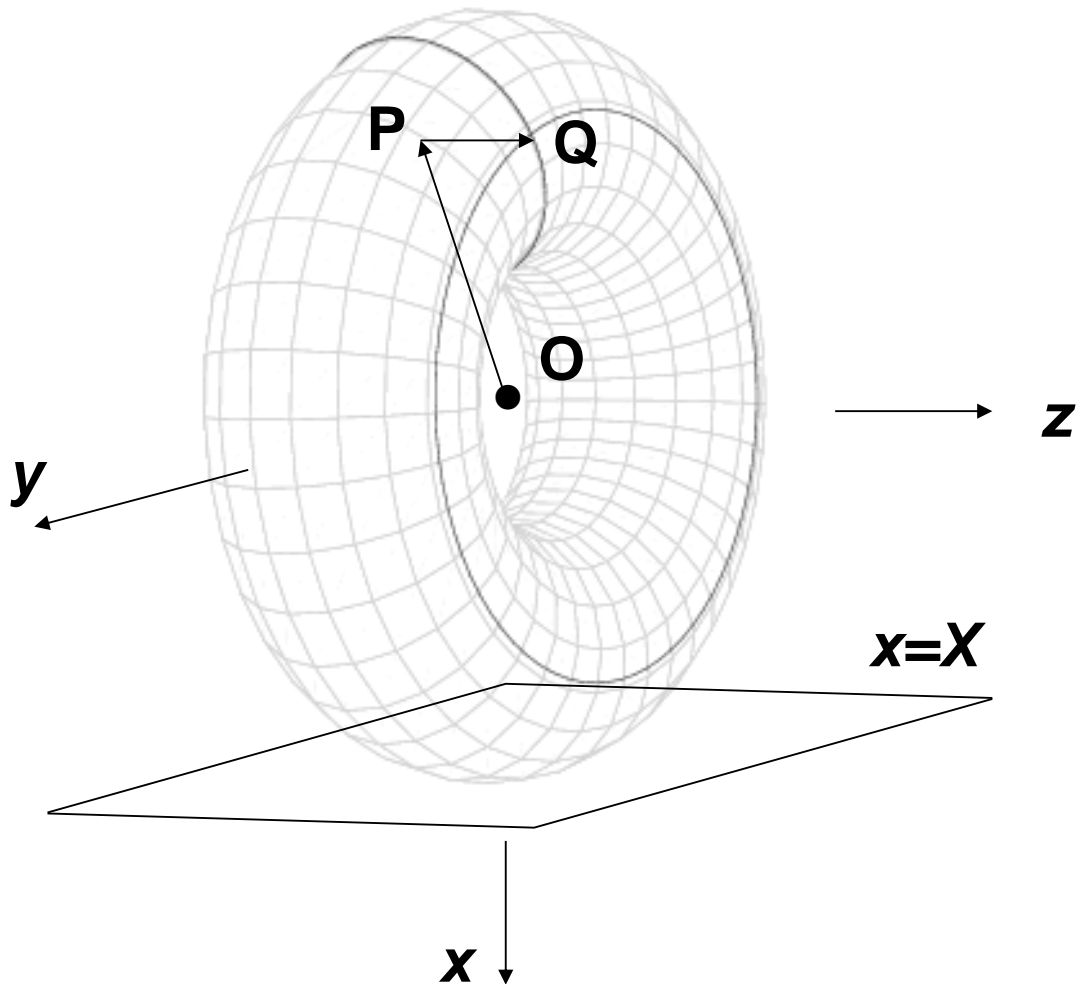


Fig. 3-10 Geometry of wear stamp.

ホルムの法則に基づき、相手材をすべらせた距離と押し付けた荷重で摩耗痕の体積を規格化することで比摩耗率を定義し、耐摩耗性の評価結果を Table 3-9 と Fig. 3-11 示す。図中のエラーバーは標準誤差を表す。IH 条件が 900-8 と 950-8 の試験片の比摩耗率は炉加熱品の比摩耗率よりも小さく、逆に IH 条件が 900-10 と 950-12 の試験片の比摩耗率は大きい。しかし、有意差検定を行うと、炉加熱品と差がないという帰無仮説は有意水準 5 %ですべての試験片において棄却されなかったため、これらの試験片は炉加熱品と同等の耐摩耗性を持つと判定された。

Table 3-9 Result of specific wear rate.

specimens	specific wear rate ( $\mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ )
900-8	20.4
900-10	22.0
950-8	18.1
950-12	25.0
furnace	20.4

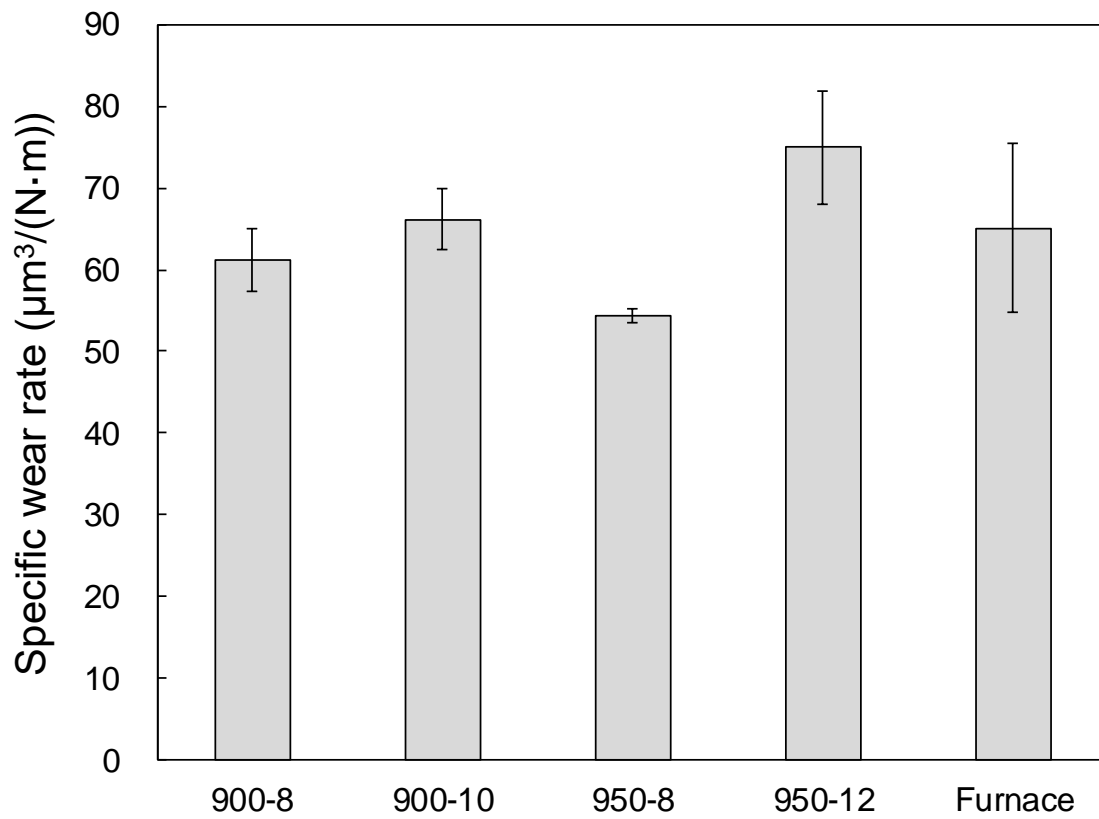


Fig. 3-11 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on specific wear rate.

#### 3.3.4 耐表面損傷性の評価結果

IH 条件が 900-8, 900-10, 950-8, 950-12 の試験片に対してピーリング試験を行った。Fig. 3-12 は駆動側の試験片の表面に発生したピーリングの光学顕微鏡像であり、これから測定された試験片のピーリング面積率の評価結果を Table 3-10 と Fig. 3-13 に示す。それぞれの試験片のピーリング面積率は炉加熱品のピーリング面積率と同程度かそれより小さかった。

一方、スミアリング試験においてスミアリング発生時間の評価結果を Table 3-11 と Fig. 3-14 示す。それぞれの試験片と炉加熱品の間でスミアリング発生時間に差はない。

したがって、ピーリングとスミアリングに関して、これらの試験片は炉加熱品と同等以上の耐表面損傷性を持つと判定された。

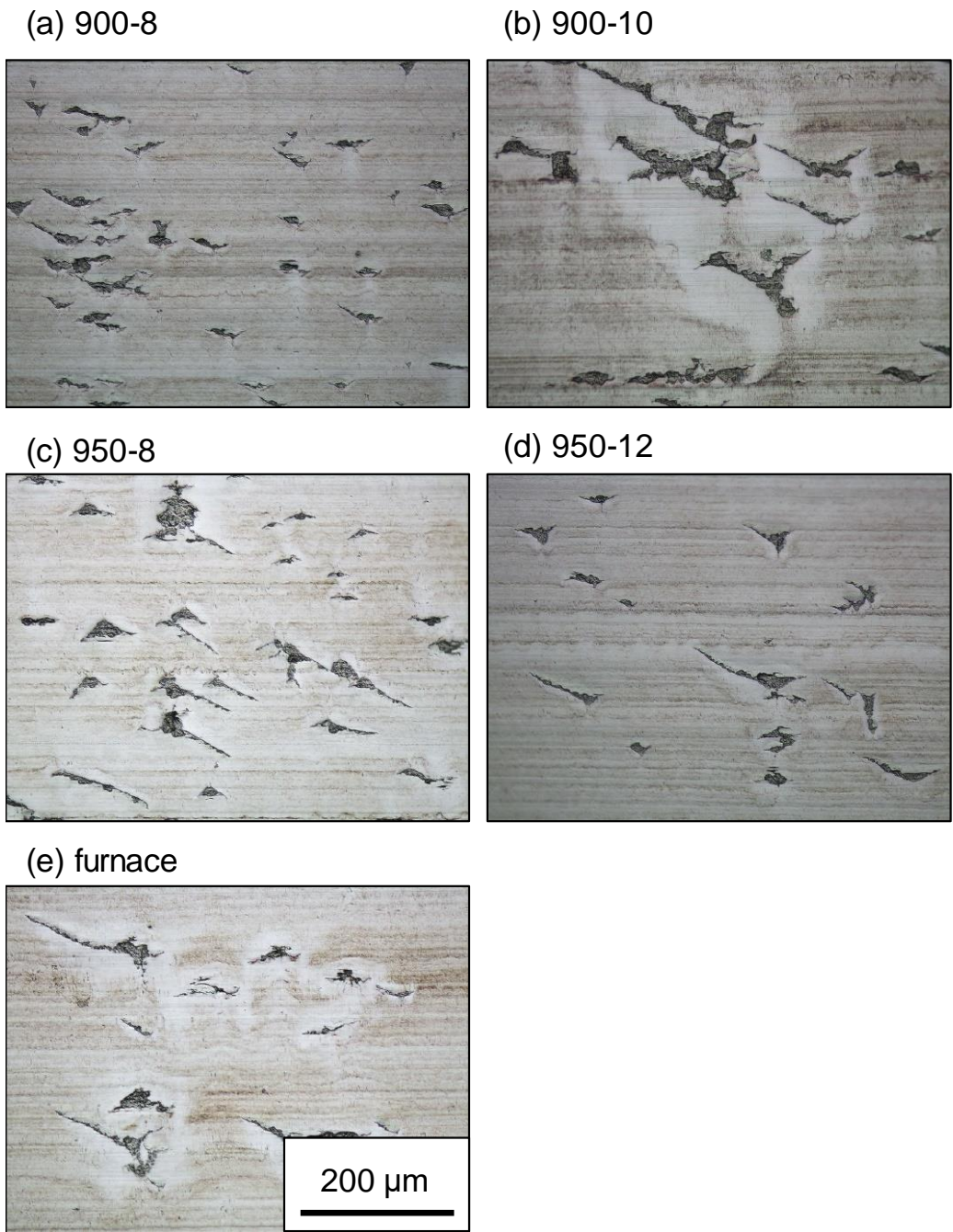


Fig. 3-12 Optical micrographs of peelings formed on the surface of a follower-side specimen.



Table 3-10 Result of peeling area fraction.

specimens	peeling area fraction (%)
900-8	4.3
900-10	3.8
950-8	4.0
950-12	2.6
furnace	4.1

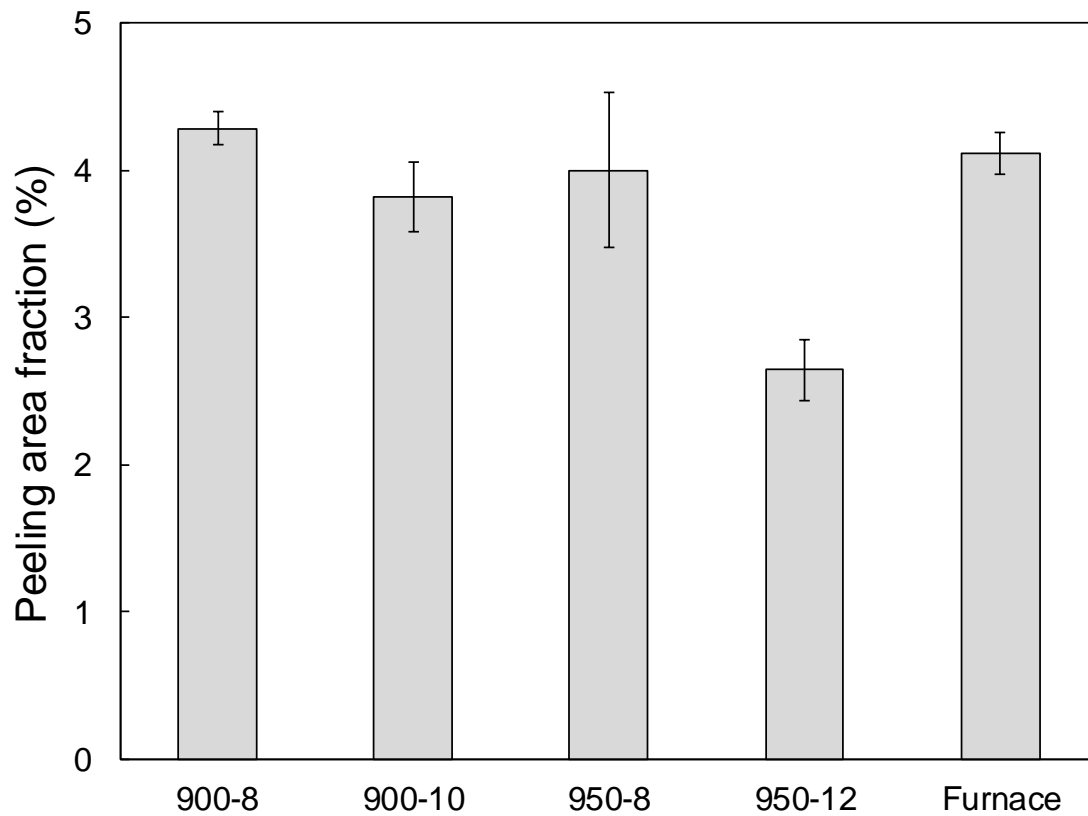


Fig. 3-13 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on peeling area fraction.

Table 3-11 Result of smearing occurrence time.

specimens	smearing occurrence time (s)
900-8	410
900-10	416
950-8	419
950-12	418
furnace	403

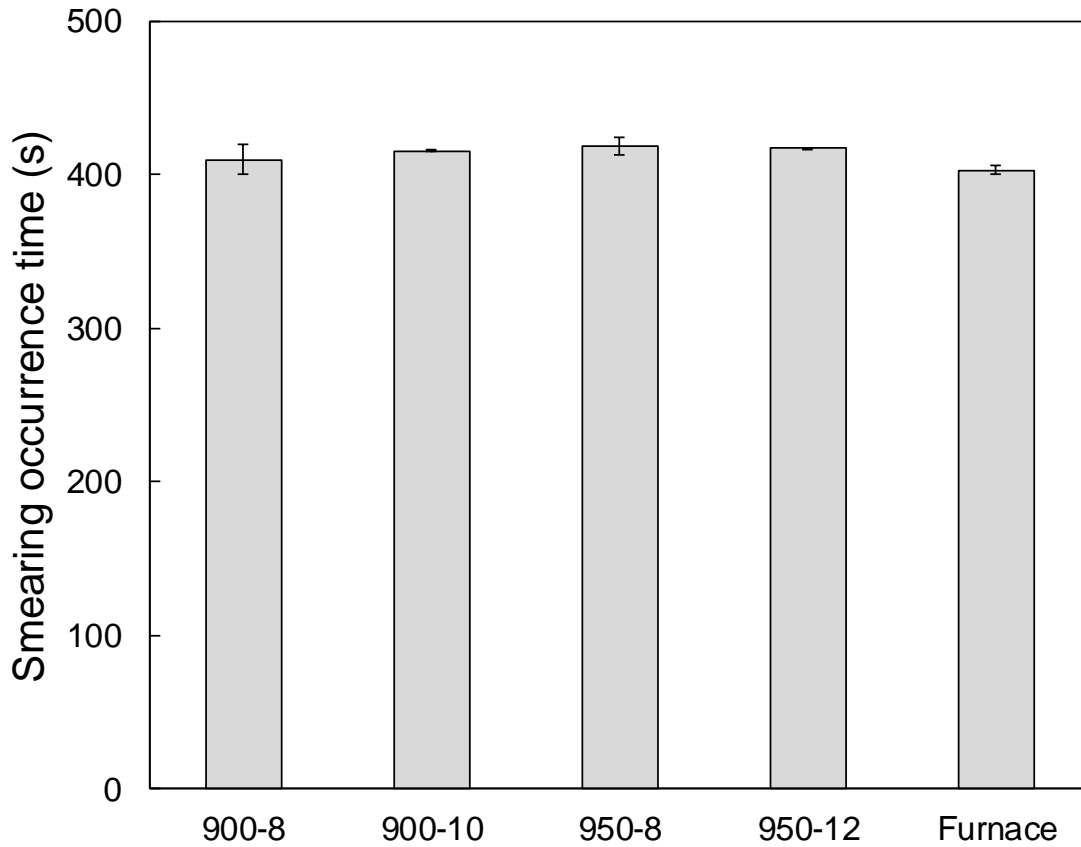


Fig. 3-14 Influence of austenitizing temperature and volume fraction of undissolved carbide on smearing occurrence time.

### 3.3.5 ねじり疲労強度の評価結果

3.3.1～3.3.4 の評価結果より，IH 条件が 900-8, 900-10, 950-8, 950-12 の試験片が炉加熱品と同等以上の機械的特性であることがわかった．このため，これらの IH 条件で焼入れ焼もどしを施した試験片に対して超音波ねじり疲労試験を行った．試験後の試験片の破断面を観察し，表面起点型の破断形態であったデータのみを結果として採用した．

ねじり疲労強度の評価結果を Fig. 3-15 に  $S-N$  曲線として表示する．データのばらつきが大きいため，それぞれの IH 条件で焼入れ焼もどしを施した試験片において応力振幅  $\Delta\tau$  (Pa) と破断するまでの負荷回数  $N$  の間の関係が， $a$  と  $C$  (Pa) を定数として

$$\Delta\tau N^a = C$$

の関数形の実験式で整理できると仮定し，それぞれの試験片に対する回帰直線を図中に併せて示した．試験を行った応力振幅の範囲内においてこれらの回帰直線から算出される負荷回数を比較すると，すべての試験片の破断するまでの負荷回数は一点鎖線で表された炉加熱品の負荷回数より多く，炉加熱品と同等以上のねじり疲労強度を持つと判定された．

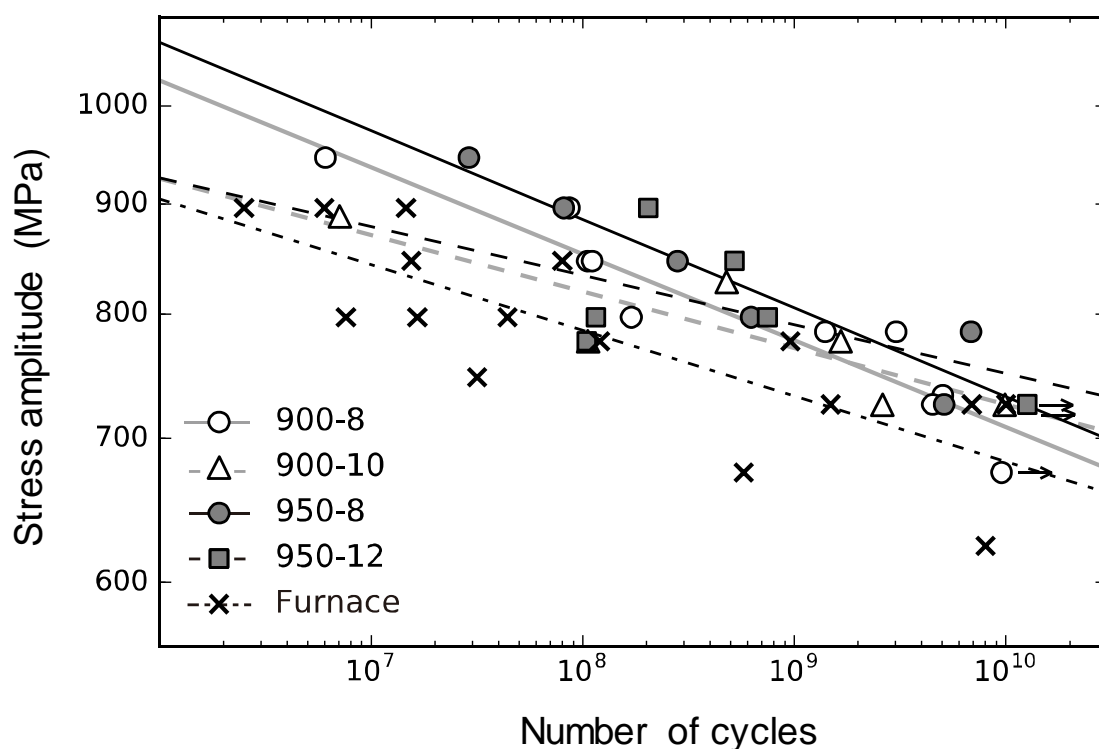


Fig. 3-15  $S-N$  curves of IH-heated and furnace-heated specimens for an ultrasonic torsion fatigue test.

### 3.3.6 転動疲労寿命の評価結果

3.3.5 の評価結果より、IH 条件が 900-8, 900-10, 950-8, 950-12 の試験片のすべてが炉加熱品と同等以上のねじり疲労強度を持つことがわかった。このため、これらの IH 条件で焼入れ焼もどしを施した内輪と外輪で作製した深溝玉軸受の軸受寿命試験を行い、試験結果を Table 3-12 に示す。試験した深溝玉軸受のすべてで試験時間が 1000 h 以上となったために打ち切りとなった。

Table 3-12 Result of rolling contact fatigue test.

specimens	number of specimens	test time (h) (all tests were terminated before failure)
900-8	7	up to 1293, 3515, 3515, 3739, 3739, 3785, 3785
900-10	8	up to 1122, 1122, 1227, 1227, 1228, 1228, 1136, 1136
950-8	7	up to 1076, 1098, 1098, 1116, 1116, 1159, 1159
950-12	7	up to 1104, 1150, 1150, 1153, 1153, 1434, 1784
furnace	8	up to 1015, 1015, 1045, 1045, 1292, 1292, 1303, 1303

1.2.2 で述べた  $n\%$  寿命  $L_n$  に関して、 $N$  個の試験した軸受が  $T$  回の打ち切り回転に達した場合には

$$L_n = T \left( \frac{\ln(1-0.01C)}{N \ln(1-0.01n)} \right)^{-1/e}$$

の関係が成り立つと推定される<sup>7)</sup>。ここで、 $C\%$  は推定の信頼水準であり、 $e$  はワイブル分布において形状母数と呼ばれる定数で、故障の物理的原因、モード、ストレスの状態などにより決まる<sup>8)</sup>。本試験の場合では、過去の試験結果から  $e = 1.85$  であることが経験上わかっているため、例えば回転速度  $3000 \text{ min}^{-1}$  に対して 1000 h で打ち切られたデータが 7 個あるとした場合の 10% 寿命  $L_{10}$  は、 $T$  が  $3000 \times 60 \times 1000 = 1.8 \times 10^8$  回であるために 95% の信頼水準で  $8.44 \times 10^7$  回である。したがって Table 3-12 のそれぞれの試験片においては、試験時間が 1000 h 以上であり、データが 7 個以上であるため、10% 寿命はそれ以上の値であると推定される。

呼び番号 6206 の深溝玉軸受の基本動定格荷重を軸受の形状から計算すると 19.5 kN となり<sup>9)</sup>、転がり軸受の場合に基本定格寿命が荷重の 3 乗に反比例して短くなるとすると<sup>10)</sup>、軸受寿命試験における荷重を 6.86 kN としたため、この荷重に対する基本定格寿命は  $1 \times 10^6 \cdot (6.86/19.5)^3 = 2.30 \times 10^7$  回である。一方で、上述したように軸受寿命試験での 10% 寿命は  $8.44 \times 10^7$  回以上となった。したがって、試験した深溝玉軸受のすべてにおいて 10% 寿命は基本定格寿命の 3.8 倍以上である。

### 3.3.7 機械的特性の評価結果の総合的まとめ

3.3.1～3.3.6 で得られた評価結果を Table 3-13 にまとめる。○印は炉加熱品の機械的特性と比較して同等以上であると判定されたことを表し、×印は同等未満であると判定されたことを表す。なお、－印は判定のための試験を行っていないことを表す。

オーステナイト化温度が 900～1000℃ で残留炭化物量が 4～12 vol% の範囲において、炉加熱品と同等以上の機械的特性となるような IH 条件は 900-8, 900-10, 950-8, 950-12 であることがこの表よりわかる。

Table 3-13 Overall assessment of test results.

specimens	dimension stability	static load capacity	wear resistance	surface damage resistance	torsion fatigue life	rolling contact fatigue life
900-4	×	○	—	—	—	—
900-8	○	○	○	○	○	○
900-10	○	○	○	○	○	○
900-12	○	×	—	—	—	—
950-4	×	○	—	—	—	—
950-8	○	○	○	○	○	○
950-12	○	○	○	○	○	○
1000-4	×	×	—	—	—	—
1000-8	×	×	—	—	—	—
1000-12	○	×	—	—	—	—

### 3.4 考察

#### 3.4.1 寸法安定性に関する考察

試験片中の残留オーステナイト、マルテンサイトと残留炭化物の量に着目し、前節で述べた評価結果を金属組織学的な観点から検討する。ただし、

$$[\text{残留炭化物量}] + [\text{残留オーステナイト量}] + [\text{マルテンサイト量}] = 100 \quad (3.7)$$

であるために独立な変数は2つであることに注意する。

IH加熱による焼入れ焼もどし後のSUJ2鋼の寸法変化に対しては残留オーステナイトの分解とマルテンサイトの分解の2つの効果が重畳する。寸法変化の程度が残留オーステナイト量とマルテンサイト量にそれぞれ比例するとして、Table 3-7に示したデータに対して重回帰分析を行った。求められた重回帰式は

$$[\text{寸法変化量}] = 4.78 \times 10^{-3} [\text{残留オーステナイト量}] - 0.174 \times 10^{-3} [\text{マルテンサイト量}] \quad (3.8)$$

となり、係数の符号から残留オーステナイトは膨張に寄与し、マルテンサイトは収縮に寄与していることがわかる。実際、0.94 mass%の炭素鋼の熱膨張曲線において、100～150°Cで起こる収縮は焼入れマルテンサイトからε炭化物が析出することで焼もどしマルテンサイトが変わることに起因し、220～250°Cで起こる膨張は残留オーステナイトの部分的な分解に起因すると考えられている<sup>11)</sup>。

寸法変化率に対する残留オーステナイト量とマルテンサイト量の影響をFig. 3-16に示す。図中の直線群は式(3.8)の重回帰式より算出された寸法変化率を表す。比較のため、元のデータを●印で表した。

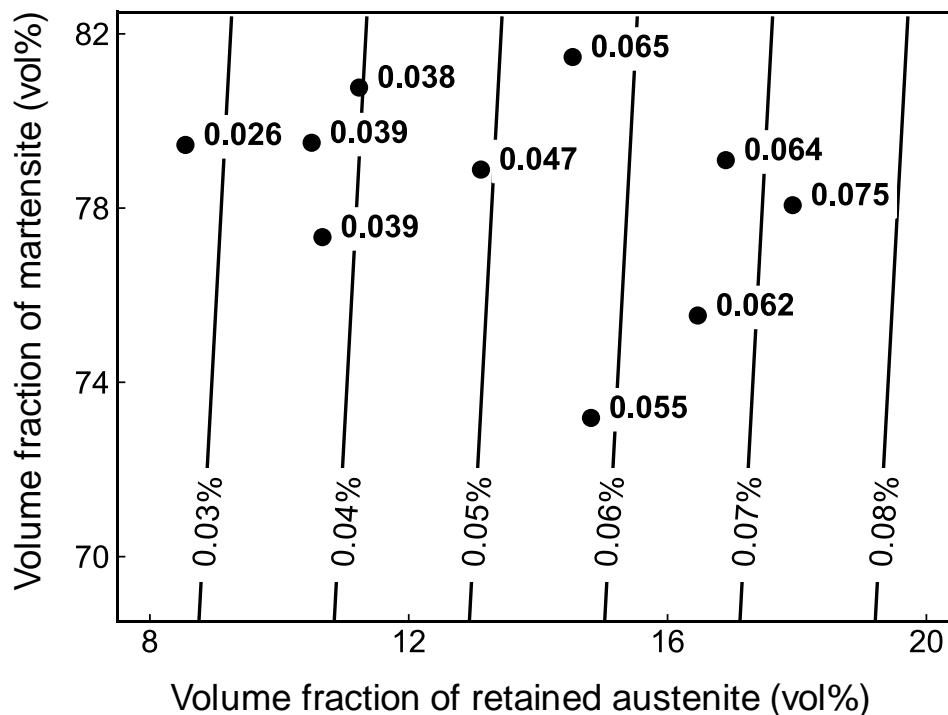


Fig. 3-16 Influence of volume fraction of undissolved carbide and retained austenite on dimension change.

試験片のすべてにおける残留オーステナイト量の範囲は 8.6~17.9 vol%であり、マルテンサイト量の範囲は 73.2~81.5 vol%である。これらに係数を掛けて、寸法変化率に対する寄与の程度はそれぞれ 0.041~0.086 %と-0.012~-0.014 %となる。このため、これらの試験片においては、マルテンサイトは約 0.013%の一定の収縮を引き起こすが、残留オーステナイトは量に比例して大きな膨張を引き起こし得る。寸法安定性においては残留オーステナイト量が主な支配的因子である。そして、炉加熱品の寸法変化率は 0.060 %であるため、残留オーステナイト量が 15 vol%より少ない場合、炉加熱品と同等以上の寸法安定性を持つことがこの図よりわかる。

### 3.4.2 静的負荷能力に関する考察

静的負荷能力に関しても、Table 3-8 に示したデータに対して同様に残留オーステナイト量とマルテンサイト量を変数として重回帰分析を行うと、求められた重回帰式は

$$[\text{静的負荷能力}] = 6.00 \times 10^{-2} [\text{マルテンサイト量}]$$

$$- 1.48 \times 10^{-2} [\text{残留オーステナイト量}] + 1.92 \times 10^{-1}$$

であった。また、マルテンサイト量と残留炭化物量に変数を取り直すと、式(3.7)を代入して、

$$[\text{静的負荷能力}] = 7.48 \times 10^{-2} [\text{マルテンサイト量}]$$

$$+ 1.48 \times 10^{-2} [\text{残留炭化物量}] - 1.29$$

であり、いずれの式においても係数の大きさからマルテンサイト量が残留炭化物量や残留オーステナイト量よりも静的負荷能力において支配的因子となることがわかる。

静的負荷能力に対するマルテンサイト量の影響を Fig. 3-17 に示す。図中にはサブゼロ処理を施した試験片の結果を併せて○印で表し、IH 条件が 950-4 の試験片の結果とは直線で結んだ。IH 条件が 950-4 の試験片において焼入れた後にサブゼロ処理を施すと、残留オーステナイトが分解することでマルテンサイト量は相対的に増加するが、残留炭化物量は変わらない。したがって、式(3.8)において残留炭化物量が定数となるために、これらの試験片の中間のマルテンサイト量に対して静的負荷能力は直線で補間される。

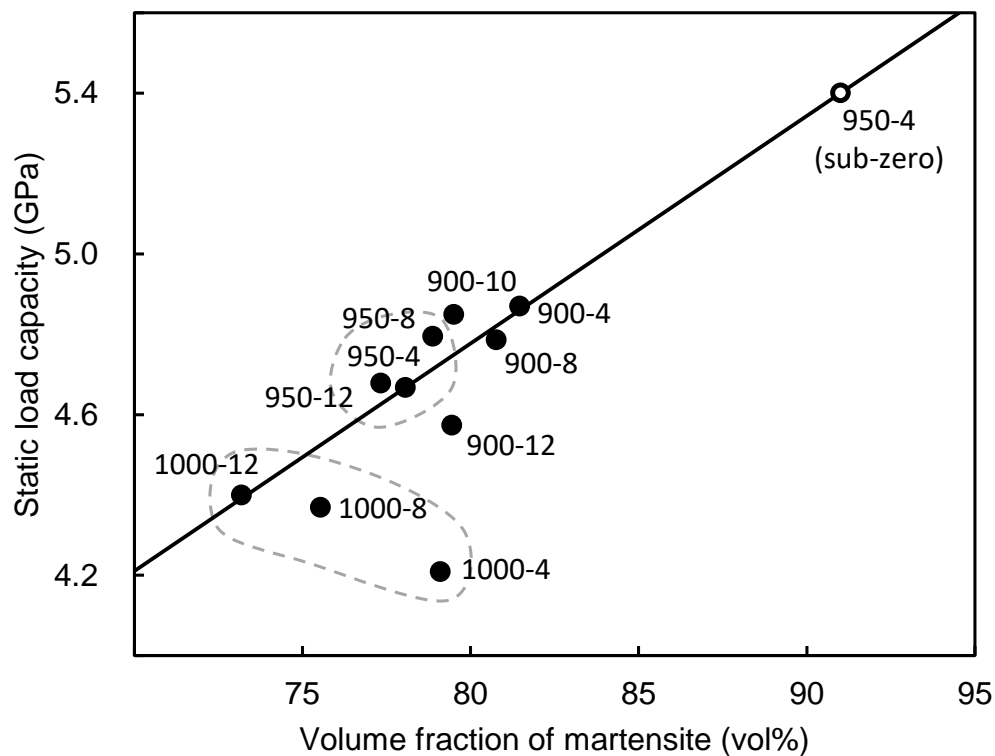


Fig. 3-17 Relationship between volume fraction of martensite and static load capacity.



オーステナイト化温度で結果を分けると、900、950、1000°C となるにつれて静的負荷能力は低くなる傾向がある。焼入れ温度が高くなることで残留オーステナイト量が増加し、逆にマルテンサイト量が減少するためと考えられる。一方、残留炭化物量に関しては特別な傾向が認められなかった。

### 3.4.3 耐摩耗性に関する考察

IH 加熱による焼入れ焼もどし後の SUJ2 鋼は残留オーステナイト、マルテンサイトと残留炭化物で構成され、それぞれの硬さはこの順番である。ただし、残留炭化物は残留オーステナイトやマルテンサイトと比較して 10 倍程度も硬い<sup>12)</sup>。

実際、耐摩耗性に関して、Table 3-9 に示したデータに対して残留オーステナイト量と残留炭化物量を変数として重回帰分析を行うと、求められた重回帰式は

$$[\text{比摩耗率}] = -8.63 \times 10^{-1} [\text{残留オーステナイト量}] + 1.07 [\text{残留炭化物量}] + 21.0$$

であった。また、マルテンサイト量と残留炭化物量を変数に取り直すと、式(3.7)を代入して、

$$[\text{比摩耗率}] = 8.63 \times 10^{-1} [\text{マルテンサイト量}] + 1.93 [\text{残留炭化物量}] - 65.3$$

となる。いずれの式においても係数の大きさから最も硬い要素である残留炭化物が支配的因子となることがわかる。しかし、比摩耗率に対する残留炭化物量の影響を Fig. 3-18 に示すが、量が多いほど摩耗しやすいという奇妙な傾向である。

これはみかけの相関であり、2-3 でも述べたように、残留炭化物量がマトリクスの硬さに影響するために間接的に耐摩耗性にも影響することが考えられる。つまり、残留炭化物量が多い場合にはマトリクス中に溶け込んでいる炭素量が少なく、マトリクスの硬さが低いために摩耗しやすいという因果関係である。Table 3-1 における試験片のマルテンサイト量は 77.3~80.8 vol% の範囲にあり、量的にはほとんど差がない。しかし、硬さにおける質的な差があり、実際に Fig. 3-18 において横軸を硬さに取り直すと Fig. 3-19 に示すようになり、硬さと比摩耗率の間には負の相関がみられる。

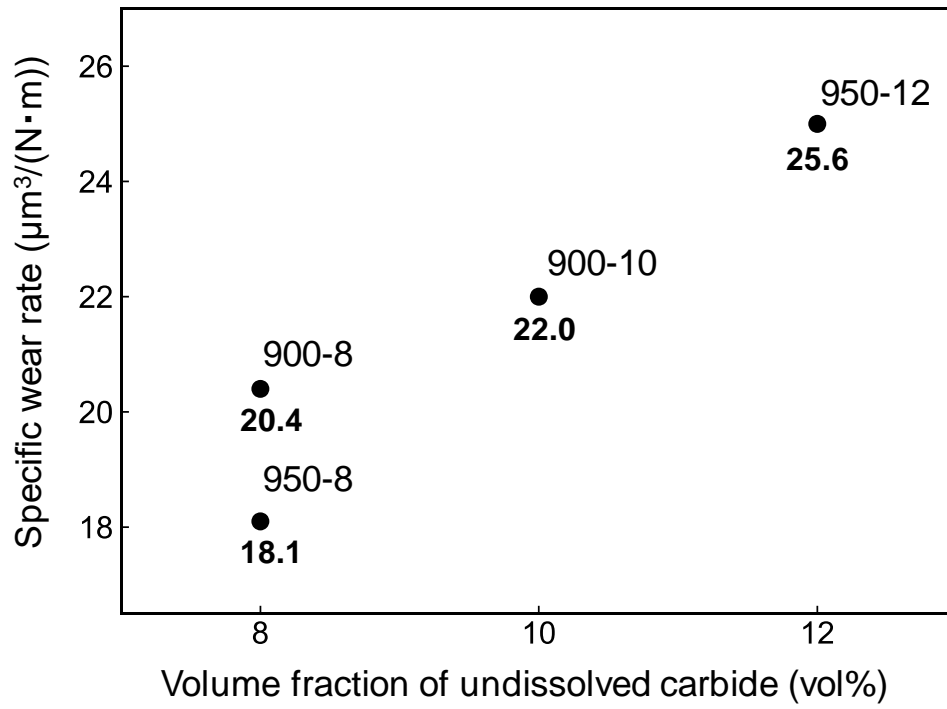


Fig. 3-18 Relationship between volume fraction of undissolved carbide and specific wear rate.

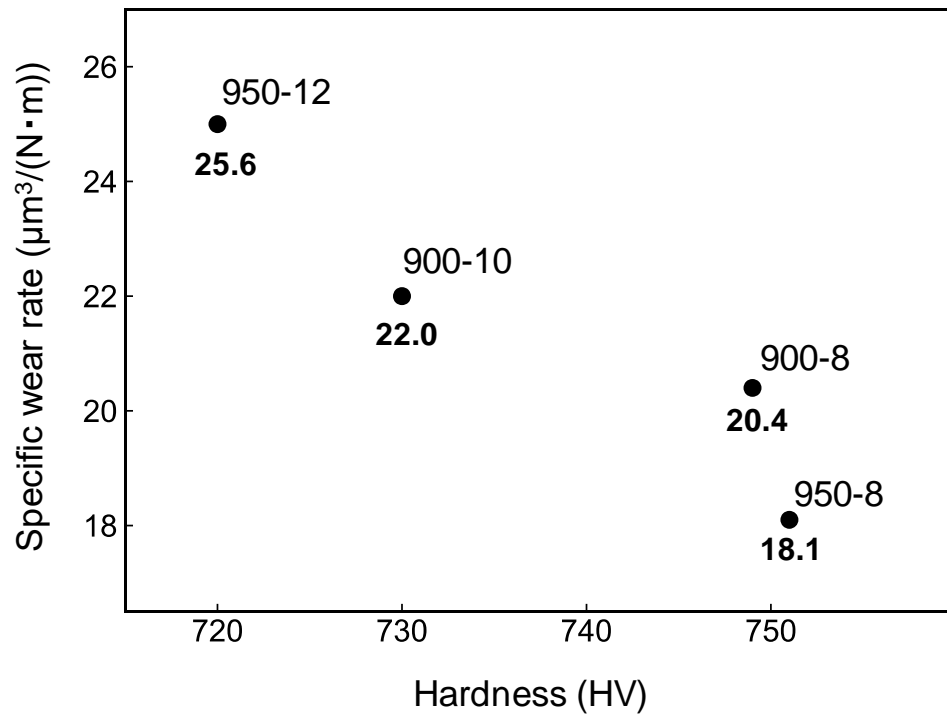


Fig. 3-19 Correlation between hardness and specific wear rate.

#### 3.4.4 耐表面損傷性に関する考察

1.2.2 で述べたように、ピーリングとは、転動体からの圧縮応力による転動疲労で軌道輪の表面に多数の微小クラックが導入され、10  $\mu\text{m}$  程度の大きさの微小はく離が密集して起こる現象である。耐ピーリング性に対する残留炭化物量、マルテンサイト量と残留オーステナイト量の影響をそれぞれ Fig. 3-20(a)~(c)に示すが、残留炭化物量やマルテンサイト量との間に相関があるように見える。

Fig. 3-20(a)に示す残留炭化物量に関して、ピーリング面積率との間には負の相関がある。炭化物は非常に硬いが脆い性質を持つために繰り返し応力による疲労に対してクラックの発生の起点になるとすれば、そのような場合には正の相関となり、測定されたデータの傾向とは一致しない。一方、耐摩耗性の場合と同様に、残留炭化物量がマトリクス中の硬さに影響すると考えれば、残留炭化物量が少なくなってマトリクス中の炭素量が多くなると、硬さが増すにつれて脆くなることによりマトリクスはクラックの伝播に対して敏感になるため、耐ピーリング性は低くなる。実際、マトリクス中の炭素量が 0.6 mass%以下ではマッシュマルテンサイトのみであるが、これ以上の炭素量では針状マルテンサイトが混在するようになり<sup>13)</sup>、潜在的なマイクロクラックの発生源となり得ると考えられる。

Fig. 3-20(b)に示す残留オーステナイト量に関して、マルテンサイトと比較して残留オーステナイトは軟らかいためクラックの伝播に対して緩衝材のような役目をするとしてされている<sup>14)</sup>。しかし、測定結果においてその傾向がわかるほど顕著ではなかった。

Fig. 3-20(c)に示すマルテンサイト量に関して、正の相関があるように見えるが、Table 3-1よりマルテンサイト量は 77.3~80.8 vol%の範囲にあり、約 4%だけ量的に増えたためにピーリング面積率が 2.6  $\mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ から 4.3  $\mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ にまで大きく増加したとは考えにくい。やはり、硬さにおいて質的な差があることが影響している。実際に Fig. 3-20(c)において横軸を硬さに取り直すと Fig. 3-21 に示すようになり、硬さとピーリング面積率の間には正の相関がみられ、比摩耗率の場合とは異なって硬くなると脆くなることが影響していると考えられる。

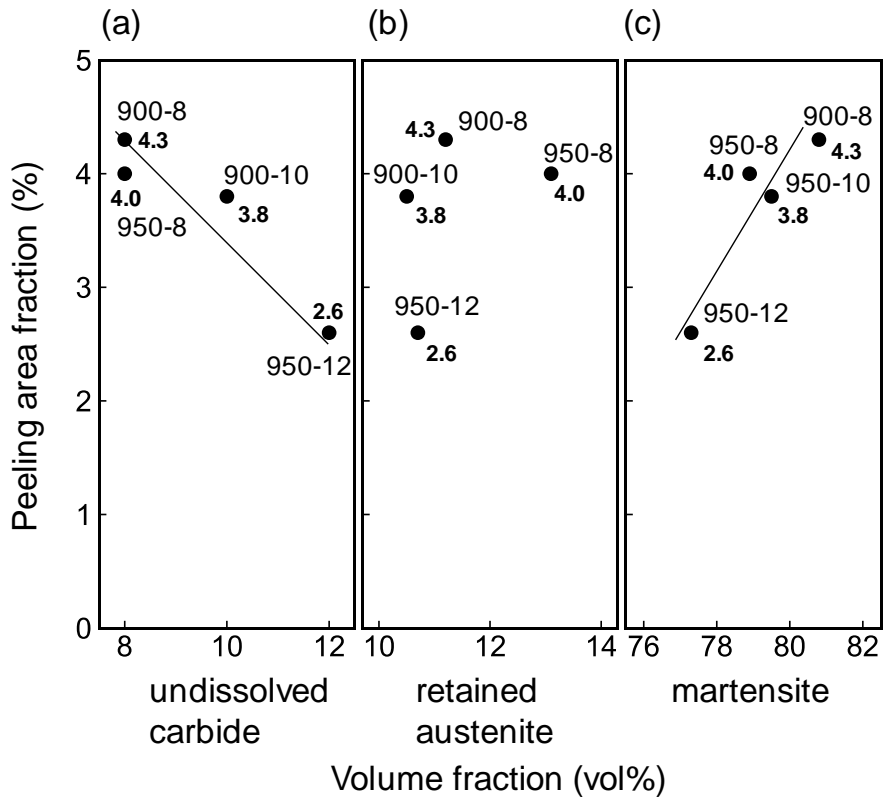


Fig. 3-20 Relationship between volume fractions of constituent phases and peeling area fraction.

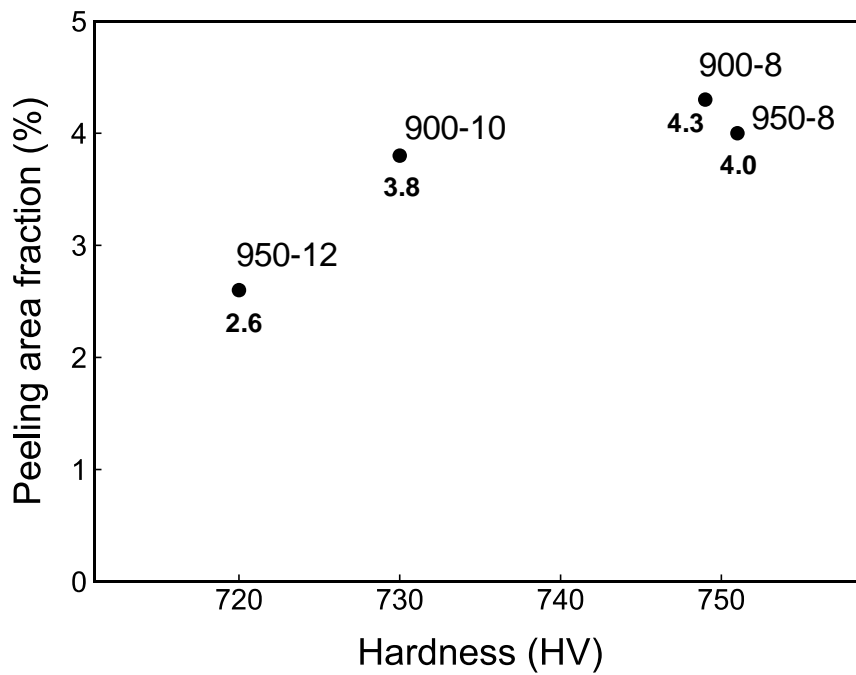


Fig. 3-21 Correlation between hardness and peeling area fraction.

一方、1.2.2 で述べたように、スミアリングとは、軌道輪と転動体の間の転がりにおけるそれらの相対的なすべりにより、部分的に軌道輪の表面と溶着した箇所が群がる現象である。3.3.4 で述べたスミアリング試験の結果において 30 s ごとに  $100 \text{ min}^{-1}$  ずつ増加させるとすべての試験片で再現性よく 400~450 s の間にスミアリングが発生した。つまり、Table 3-4 に示した試験条件では相対的なすべりの回転速度が  $800 \text{ min}^{-1}$  になったときに油膜が途切れて焼付きが始まるのが原因であり、試験片の機械的特性そのものを評価しているのではないと考えられる。したがって、この測定結果からは金属組織との関連は不明である。

### 3.4.5 ねじり疲労強度に関する考察

SUJ2 鋼において、破断するまでの負荷回数が  $10^6$  回以上の長寿命~超長寿命疲労となるような低応力域に応力振幅を設定して回転曲げ疲労試験を行うと、内部起点型の破断を起こす<sup>15)</sup>。引張・圧縮であるモード I の負荷においては介在物に対する感受性が高く<sup>16)</sup>、内部に存在する介在物から初期き裂が発生するためだとされている。これに対して、超音波ねじり試験ではせん断であるモード II の負荷となるため、介在物が破断の起点となることはまれである。したがって、破断するまでの負荷回数が  $10^5$  回以下となるような高応力域の場合と同様に、表面起点型の破断形態になったと考えられる。このような差はばね鋼においても見られ、破断するまでの負荷回数が  $10^5 \sim 10^8$  回の場合の試験において、回転曲げ疲労においては介在物が関与する頻度が高くなるのに対して、繰り返しねじり疲労においては介在物が起点となる破断は起こらないことが報告されている<sup>17)</sup>。

また、SUJ2 鋼において表面に欠陥を人工的に導入した試験片に対して回転曲げ疲労試験を行うと、試験片中の残留オーステナイトの量が多いほど破断するまでの負荷回数は多くなる<sup>18)</sup>。これは繰り返し応力により残留オーステナイトが加工誘起変態し<sup>19)</sup>、相変態誘起き裂閉口が起こっているためである。本研究でのねじり疲労強度の評価においても同様の現象が影響していると考えられる。表面において初期き裂が発生するが、その進展において残留オーステナイトによる相変態誘起き裂閉口が起こる。このため、炉加熱品よりも IH 加熱による試験片においては残留オーステナイト量が多いために破断するまでの負荷回数が多くなったと考えられる。

### 3.4.6 転動疲労寿命に関する考察

転動疲労寿命に関して、深溝玉軸受の軸受寿命試験はすべて打ち切りとなった。このため、試験片間で基本定格寿命の優劣を判定することができず、金属組織との関連は不明である。

### 3.4.7 金属組織が機械的特性に及ぼす影響の総合的まとめ

IH 加熱による焼入れ焼もどし後の SUJ2 鋼は残留オーステナイト、マルテンサイトと残留炭化物で構成され、本研究での評価項目に対して主にそれらの量に着目した考察を行った。寸法安定性に対しては残留オーステナイト量が主な支配的因子であり、静的負荷能力に対してはマルテンサイト量が主な支配的因子であるという理解しやすい試験結果となった。

残留炭化物の直接的な影響は認められなかったが、IH 処理前の炭化物には焼入れの際にマトリクス中に溶け込んでいる炭素量を調整する役目があるということが指摘される。まず、残留オーステナイト量とマルテンサイト量の比が変化し、残留炭化物量が少ないほど、つまりマトリクス中に溶け込んでいる炭素量が多いほど残留オーステナイト量は多くなる傾向となる。さらに、マルテンサイト中の炭素量を規定し、量だけでなくマルテンサイトそのものの質に影響する。実際、耐摩耗性や耐表面損傷性においてはマルテンサイト中の炭素量が多くなると硬くなるが脆くなるという性質が影響したと考えられる。したがって、残留炭化物量は残留オーステナイトとマルテンサイトに対して量的および質的両面から評価項目の試験結果において間接的に影響していることは確かである。

一方、これらの構成要素の中で残留炭化物は最も硬いが脆いという性質であり、機械的特性に残留炭化物量が直接的に影響しても不思議ではない。ところが、他の鋼においては焼入れされた段階で炭化物が完全に溶け込んだ状態で使用されるため、軸受鋼の特殊性ゆえに参考となる研究がほとんどみあたらない。SUJ2 鋼の機械的特性に関する数少ない研究において、残留炭化物量が約 8 vol% 付近で最適となり、それは残留オーステナイトやマルテンサイトに関係するとされ、残留炭化物による影響には否定的である<sup>20-22)</sup>。本研究における評価項目の限りにおいて、残留炭化物量と機械的特性の間に明確な相関はやはり認められなかった。

### 3.5 本章のまとめ

IH 加熱におけるオーステナイト化温度を 900~1000°C とし、残留炭化物量を 4~12 vol% とした SUJ2 鋼において、加速試験における寸法変化率、セラミック球の圧下に対する耐圧痕形成性、サバン型摩耗試験における耐摩耗性、2 円筒試験における耐表面損傷性、超音波せん断疲労試験におけるせん断疲労強度および深溝玉軸受 6206 での転動疲労寿命を評価し、炉加熱品の試験結果と比較した。

(1) これらの評価項目のすべてにおいて炉加熱品と同等以上の機械的特性となった IH 条件は、オーステナイト化温度が 900°C のときに残留炭化物量 8, 10 vol% の場合と、オーステナイト化温度が 950°C のときに残留炭化物量が 8, 12 vol% の場合であった。これらの IH 条件で製作した深溝玉軸受の 10% 寿命を統計的手法から推定すると、計算から求められる基本定格寿命の 3 倍以上となった。

(2) 加速試験から評価した寸法安定性に対しては残留オーステナイト量が主な支配的因子である。一方、耐圧痕形成性から評価した静的負荷能力に対してはマルテンサイト量が主な支配的因子である。そして、耐摩耗性や耐表面損傷性に対してはマルテンサイトの硬いが脆いという性質が影響していると考えられる。

(3) 残留炭化物には焼入れの際にマトリクス中に溶け込んでいる炭素量を調整する役目があり、焼入れ焼もどし後の組織における残留オーステナイトとマルテンサイトを通して間接的に機械的特性に影響していると考えられる。

## 第4章 IH加熱の技術開発に対する連成有限要素法シミュレーションの適用

### 4.1 本章の目的

SUJ2鋼のオーステナイト化をIH加熱で行うためには、マトリクス中の至る所で炭素量が同じになるように加熱の均熱性と保持時間の一様性を達成する必要がある。しかし、IH加熱された被加熱物では磁束にさらされた表面層に渦電流が誘導され、そこでのジュール損が発熱源となって熱が被加熱物全体に熱伝導で広がっていく加熱方式であるために、軌道輪の内径の温度は外径の温度より低く、さらに熱が伝わってくる時間遅れの分だけ内径の部分の加熱時間は短くなる。このために被加熱物の外側から内側の方に向かって残留炭化物量が増加する傾向となることは原理的に避けられない。

たとえば、SUJ2鋼をオーステナイト化温度920°Cで残留炭化物量8.0 vol%にする全体焼入れの場合を考え、被加熱物中の残留炭化物量における変動の許容値を相対値で20%にしたとする。つまり、残留炭化物量の最大値が9.6 vol%以下でなければならないとする。2.3.3.2で決定した残留炭化物量を予測する式(2.10)において、 $T$  (°C) と  $t$  (s) をオーステナイト化温度と時間として、

$$X = 16.6 \exp(-(Kt)^n), \quad n = 0.483$$
$$K = 4.12 \times 10^{13} \exp\left(-\frac{3.52 \times 10^5}{R(T+273)}\right) \quad (4.1)$$

であることより、残留炭化物量を8.0 vol%にする保持時間は33.3 sとなる。また、残留炭化物量が9.6 vol%となる $T$ と $t$ の関係は式(4.1)より

$$t = \left(\ln \frac{16.6}{9.6}\right)^{\frac{1}{n}} \frac{1}{K} = 6.98 \times 10^{-15} \exp\left(\frac{42359}{T+273}\right)$$

と表されるため、被加熱物の外側が920°Cで33.3 sのオーステナイト化された時点で残留炭化物量が許容値の範囲内となるには内側と外側の温度差 $\Delta T$  (°C)=920- $T$ と時間遅れ $\Delta t$  (s)=33.3- $t$ が

$$\Delta t < 33.3 - 6.98 \times 10^{-15} \exp\left(\frac{42359}{1193 - \Delta T}\right) \quad (4.2)$$

となればよく、Fig. 4-1には式(4.2)を満たす $\Delta t$ と $\Delta T$ の領域を図示した。



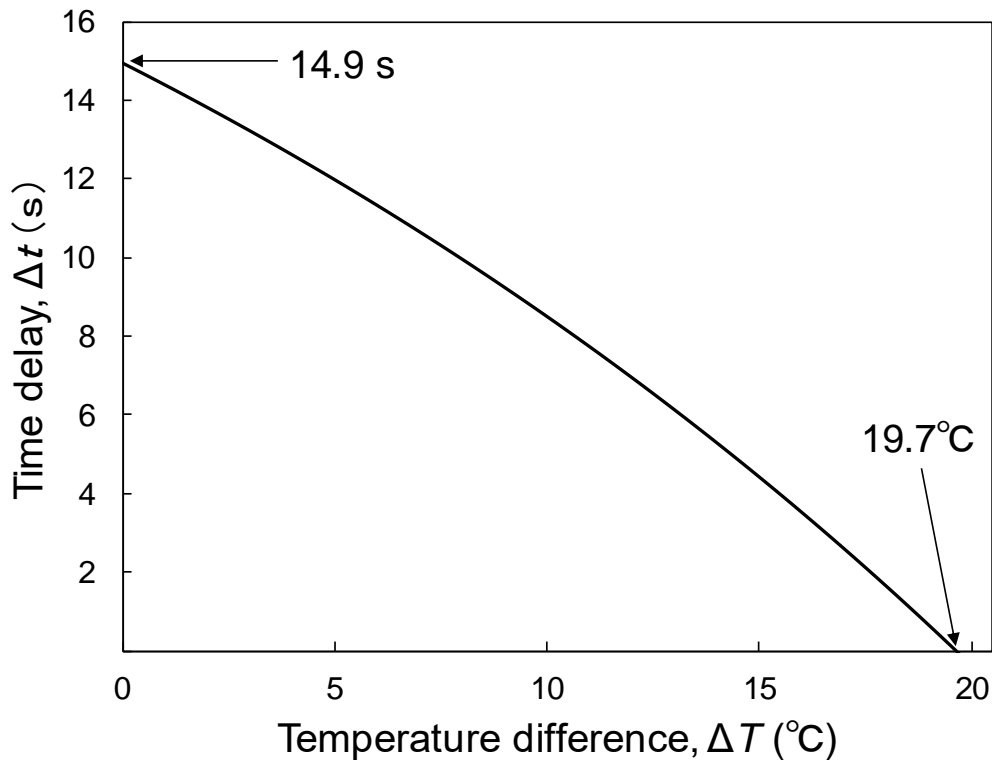


Fig. 4-1 Through-hardening condition as a function of temperature difference  $\Delta T$  and time delay  $\Delta t$  between inner and outer surfaces.

$\Delta T$ が $19.7^{\circ}\text{C}$ 以上になれば $\Delta t$ がいかに小さくても被加熱物は許容値の範囲内に入らない。また、熱の拡散長が(熱拡散係数 $\times$ 拡散時間) $^{1/2}$ により与えられ、熱拡散係数が $12 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ であると仮定すると、軌道輪の肉厚が $(12 \times 10^{-6} \times 14.9)^{1/2} = 13.3 \times 10^{-3} \text{ m}$ 以上になると時間遅れのために許容値の範囲内に入らない。この例からわかるように、SUJ2鋼の全体焼入れのオーステナイト化において加熱方式を炉加熱からIH加熱に置き換えるためには均熱性と保持時間の一様性に対する非常に厳しい要請を満たす必要があり、加熱コイルの配置などの装置面と昇温のヒートパターンなどの制御面での高度な技術開発が求められる。

これを実験的な試行錯誤により経験的に最適化することには開発期間とコストの点から困難がある。そこで、市販のソフトウェアを活用し、IH加熱を利用する技術開発のためのツールとして連成有限要素法シミュレーションを適用する可能性を検討した。

まず、シミュレーションに必要な被加熱物の物性値の温度依存性を測定し、解析ソルバーに組み込んだ。次に、薄肉リングと厚肉リングにおいてオーステナイト化の昇温過程の

シミュレーションを行った。これを試験結果と比較することで実現象に対する確度を検証し、解析に用いた物性値を補正することで確度をさらに改善した。

## 4.2 実験方法

### 4.2.1 使用した解析ソルバー

解析ソルバーには JMAG-Designer16.1 (JSOL 社製) を用いた。1.3.2 で述べたように、有限要素法による電磁界解析と熱伝導解析を連成することで、IH 加熱された被加熱物の温度分布の時間発展をシミュレートすることができる。

### 4.2.2 シミュレーションに必要な物性値

電磁界解析と熱伝導解析を連成させた有限要素法シミュレーションにおいて、必要な物性値として前者では  $B-H$  特性と電気抵抗率の温度依存性があり、後者では比熱と熱伝導率の温度依存性がある。 $B-H$  特性以外の物性値については、以下に述べる方法で得られた測定値をそのまま用いた。一方、 $B-H$  特性の測定では振動試料型磁力計 (VSM) を用いたため、得られたデータを試験片の反磁界係数で補正する必要があり、温度依存性においては以下の仮定を置いた。

磁界の強さ  $H$  (A/m) に対する室温での磁化を  $M_{RT}$  (T) として、 $H$  に対する温度  $T$  (°C) での磁化  $M$  (T) が  $T$  のみに依存するパラメータ  $k$  により

$$M(H, T) = \begin{cases} k(T) M_{RT}(H) & [\text{キュリー温度以下のとき}] \\ 0 & [\text{キュリー温度以上のとき}] \end{cases} \quad (4.3)$$

の形で表されると仮定する。つまり、 $H$  を一定としながら被加熱物の温度を室温から  $T$  に変えると磁化が  $k$  倍になり、 $M = kM_{RT}$  となる。実験的には飽和磁化の温度依存性から  $k$  を決めることができる。実際、 $T$  と室温における飽和磁化をそれぞれ  $M_s(T)$  と  $M_{s,RT}$  (T) とし、式(4.3)において  $H \rightarrow \infty$  の場合を考えると

$$k(T) = \frac{M_s(T)}{M_{s,RT}}$$

となり、 $k$  は室温での値で規格化された飽和磁化の意味を持つ。

また、真空の透磁率を  $\mu_0$  (N/A<sup>2</sup>) として式(4.3)を磁化の代わりに磁束密度で表現すると、 $B = \mu_0 H + M$  であるために、

$$B(H, T) = \mu_0 H + k(T) (B_{RT}(H) - \mu_0 H) \quad (4.5)$$

となる。ここで、 $B(T)$  と  $B_{RT}(T)$  は  $H$  に対する温度  $T$  と室温における磁束密度である。この式は

$$B(H,T) = k(T)B_{RT}(H) + (1-k(T))\mu_0 H$$

のように変形されるため、室温での磁束密度  $B_{RT}$  と比透磁率が 1 の場合の磁束密度  $\mu_0 H$  を  $(1-k):k$  の比で按分しているともみなせる。したがって、室温付近では  $k \approx 1$  であるために  $B \approx B_{RT}$  となる。逆に、キュリー温度の直下では  $k \approx 0$  であるために  $B \approx \mu_0 H$  となり、比透磁率がほぼ 1 の状態になる。その中間の温度では  $B_{RT}(H) \gg \mu_0 H$  として  $B \approx k B_{RT}$  であり、概ね室温での  $B-H$  特性を  $k$  倍に減衰させたようになるという仮定である。

①  $B-H$  特性の測定方法：まず、反磁界係数で補正するための参照として 2 次巻き線方式による測定を行った。Fig. 4-2 に示すように、断面が長方形で内径 33.0 mm、外径 45.0 mm、高さ 5.0 mm のリング形状の試験片を用い、それに 100 ターンの導線を均等に巻きつけ、励磁用コイルとした。同様に 100 ターンの導線をさらに巻きつけ、検出用コイルとした。エレクトロニクス磁束計 (SK3254, メトロン技研製) を用いて最大印加磁界 10 kA/m までの  $B-H$  特性を測定した。この方式では試験片からの磁束の漏れがないために真の  $B-H$  特性が得られる。しかし、試験片を高温下に保った場合には導線の絶縁被覆が焼損することで短絡が起こるために測定不能となり、温度依存性の測定にこの方式を用いることはできない。



Fig. 4-2 Ring-shape specimen with solenoid coil used for the measurement of  $B$ - $H$  curve.

次に、VSM (BHV-525, 理研電子製) による測定を行った。断面が  $1 \times 2$  mm の長方形で長さが 7 mm の薄板を試験片として用い、最大印加磁界は 398 kA/m とした。この測定で得られた  $B$ - $H$  特性と 2 次巻き線方式による測定で得られた  $B$ - $H$  特性を 0~10 kA/m の範囲で比較することで反磁界係数を定め、補正された VSM の結果を Fig. 4-3(a) に示す。数 100 kA/m の範囲の磁界を対象とした場合には  $B$ - $H$  特性の履歴依存性は無視できる程度であり、これにより式(4.5)中の  $B_{RT}$  が  $H$  の 1 価関数として決定された。

最後に、同じ薄板試験片を室温から 800°C にまで加熱しながらこの飽和磁化を VSM により測定した。式(4.4)に従って式(4.5)中の  $k$  の温度依存性が決定され、結果を Fig. 4-3(b) に示す。室温を 30°C に取るとその温度で  $k=1$  となるが、温度が高くなるにつれて減少する。その減少は 600°C 付近から急激となり、770°C で  $k=0$  となった。

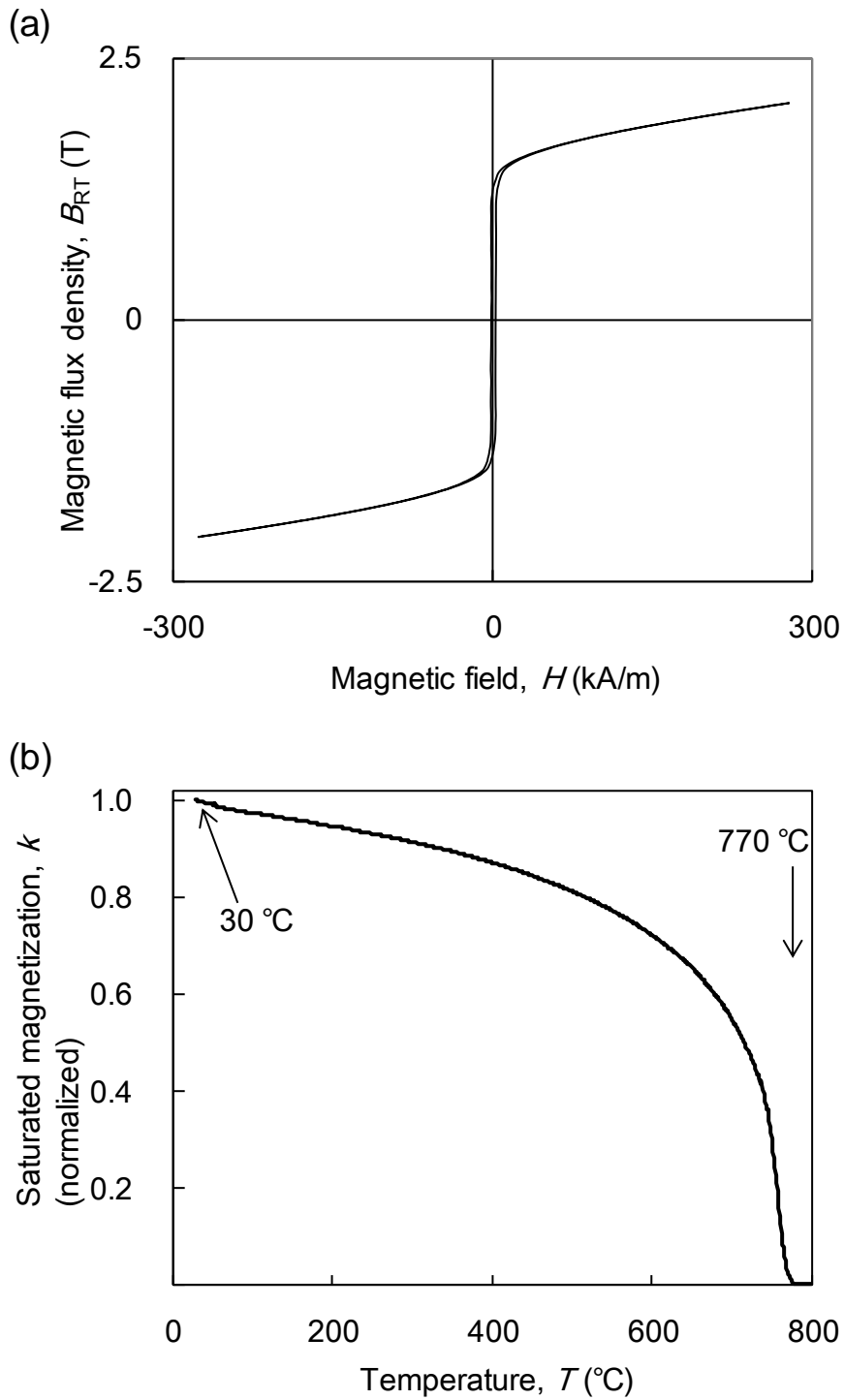


Fig. 4-3 Magnetic properties of SUJ2 steel; (a)  $B$ - $H$  curve at room temperature (modified with the demagnetization coefficient of a specimen used), (b) temperature dependence of  $k$  in equation (4.3).

② 電気抵抗率の測定方法：直流4端子法により電気抵抗率を測定した。一辺の長さが3.0 mmの正方形の断面で長さが100 mmの試験片に4本の純Niリード線をスポット溶接した。電流リード線には0.1 Ωの標準抵抗を介して直流電源を接続し、標準抵抗の端子間の電圧値から試験片に流れる電流値をモニターした。電圧リード線に検出感度±0.1 μVの電圧計を接続し、25～1100°Cの温度範囲の電気抵抗率を測定した結果をFig. 4-4に示す。

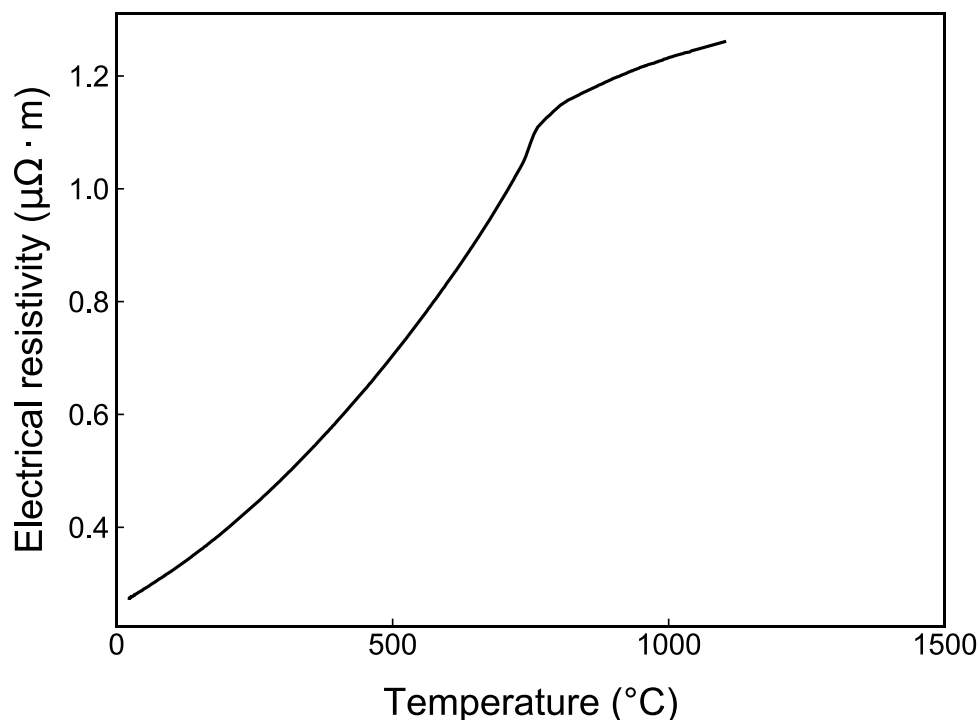


Fig. 4-4 Temperature dependence of electrical resistivity in SUJ2 steel.

③ 比熱の測定方法：高温示差走査熱量計（DSC404C, NETZSCH製）により比熱を測定した。直径が4 mmで厚さが1.4 mmの円板形状の試験片を用い、サファイアを参照試験片として、65～1200°Cの温度範囲をアルゴン雰囲気中において10°C/minの昇温速度で走査した結果をFig. 4-5に示す。

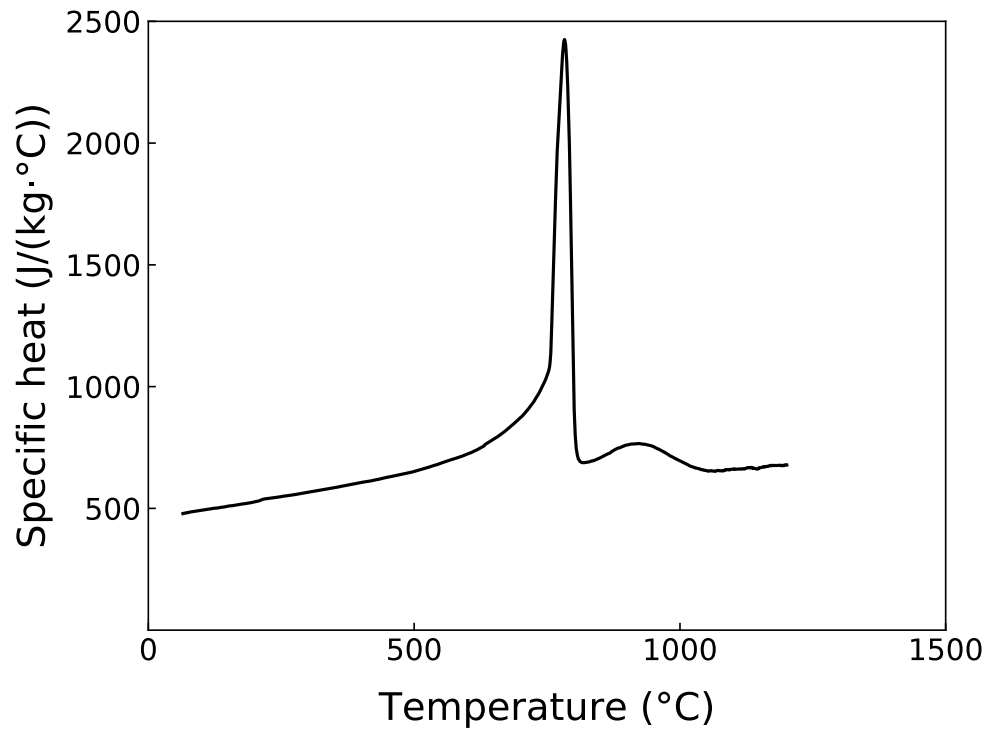


Fig. 4-5 Temperature dependence of specific heat in SUJ2 steel.

④ 熱伝導率の測定方法:熱定数測定装置 (TC-7000, 真空理工製) により熱拡散係数  $D$  ( $\text{m}^2/\text{s}$ ) をレーザーフラッシュ法で測定した. 直径が 10 mm で厚さが 2 mm の円板形状の試験片を用い, 測定の温度範囲は 25~1200°C とした.

密度  $d$  ( $\text{kg}/\text{m}^3$ ) を室温での値で代用し, 上記の③で測定された比熱  $c_p$  ( $\text{J}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C})$ ) を用いることで,

$$\lambda = D d c_p \tag{4.6}$$

より熱伝導率  $\lambda$  ( $\text{W}/(\text{m}\cdot^\circ\text{C})$ ) を算出した結果を Fig. 4-6 に示す.

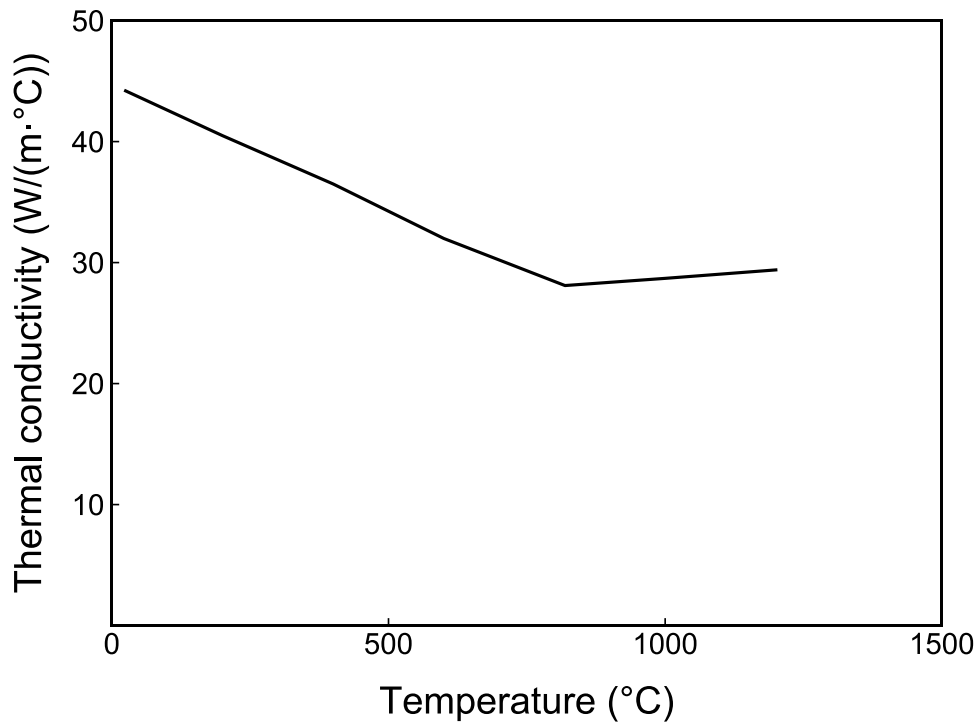


Fig. 4-6 Temperature dependence of thermal conductivity in SUJ2 steel.

#### 4.2.3 リングの被加熱物での試験方法とシミュレーション方法

Fig. 4-7(a)に示すように、被加熱物として内径 53.7 mm、外径 60.3 mm、高さ 15.3 mm のリングと内径 51.0 mm、外径 64.0 mm、高さ 18.3 mm のリングの 2 種類を試験の対象とした。これらの肉厚はそれぞれ 3.3 mm と 6.5 mm であり、以後、薄肉リングと厚肉リングと呼ぶ。一方、加熱コイルの寸法は内径 74.0 mm、外径 102.0 mm、高さ 22.0 mm で同じとした。加熱コイルに流す交番電流の周波数は 80 kHz とし、薄肉リングと厚肉リングの実効電流値はそれぞれ 725 A、940 A とした。この電流値は IH 加熱されるリングの外径表面の温度が約 7 s で 900°C となる値である。図中の位置 A と位置 B に熱電対をスポット溶接し、IH 加熱中のリングの外径と内径の温度を測定した。

これに対応するシミュレーションにおいては、リングおよび加熱コイルの対称性から 2 次元軸対称問題として取り扱った。薄肉リングの有限要素法モデルを Fig. 4-7(b)に示す。鏡面对称性があるために上 1/4 の領域のみを計算対象とし、鏡面对称の境界には Neumann 境界条件を課し、その他の境界にはベクトルポテンシャルを 0 とする Dirichlet 境界条件を



課した. 一辺がそれぞれ 0.1 mm と 0.5 mm の正方形メッシュでリングと加熱コイルを分割し, 三角形メッシュで大気領域を分割し, 電磁界の空間的な変化が大きいと予測される箇所をより細かくした. 厚肉リングの場合にも同様のメッシュ分割を行った.

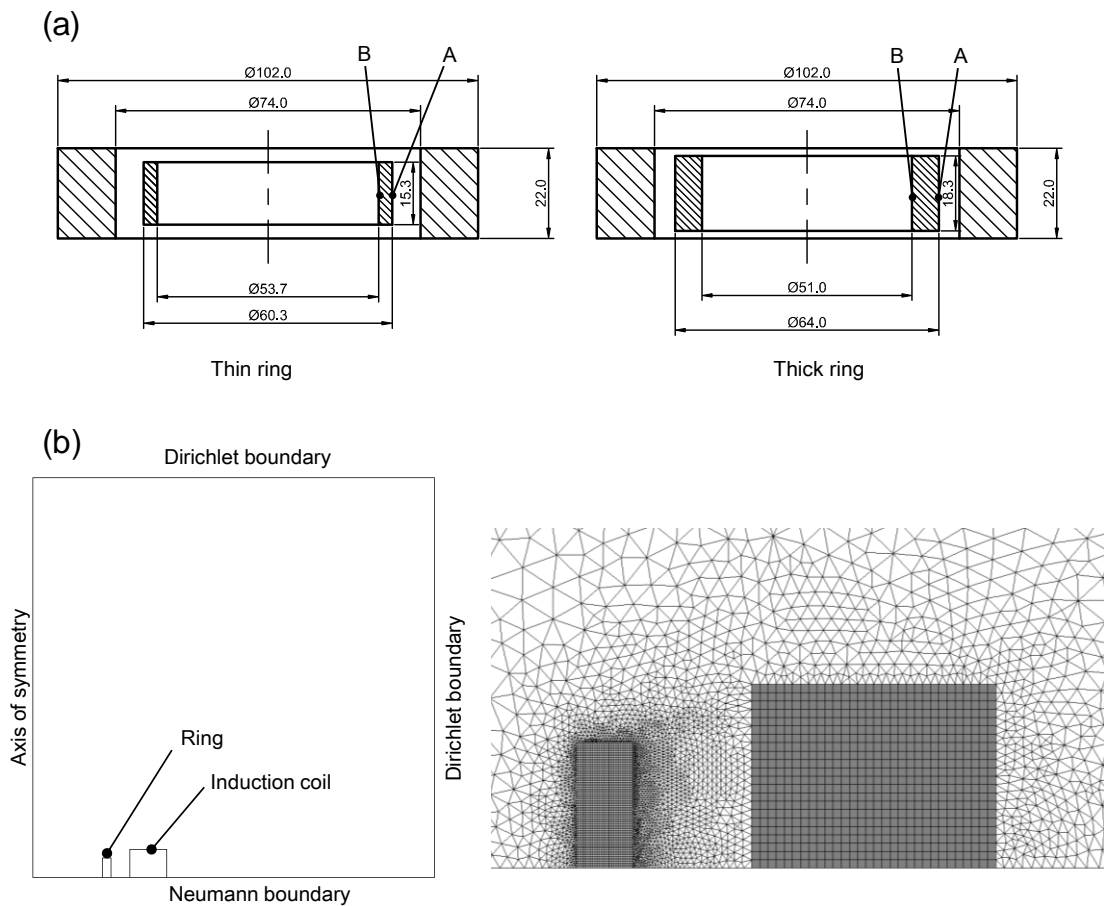


Fig. 4-7 (a) Cross-sectional geometry of induction coil and heated ring for an experiment, and (b) corresponding mesh division for coupled FEM calculation, respectively.

## 4.3 結果

### 4.3.1 薄肉リングでのシミュレーション結果と試験結果

薄肉リングを被加熱物としたシミュレーションにおいて、外径上の位置 A と内径上の位置 B の温度の時間変化を Fig. 4-8(a)に示す。

IH 加熱を開始してから最初は急激に温度が上昇するが、おおよそ 2.5 s 後を境にして上昇が緩やかになる。これは被加熱物が強磁性から常磁性に変態し始めることで説明される。4.4.1 に後述するように、1 次元の表皮電流モデルでは与えられる電力は比透磁率の平方根に比例し、室温での比透磁率 47.7 を用いて概算すると、強磁性の状態での電力は常磁性の状態の 6.9 倍である。したがって、リングと 1 次元の平板の違いを無視し、単位時間あたりの温度の上昇率が電力に比例すると仮定すると、シミュレーション結果の温度上昇率の比は概ね説明される。

また、時間の経過とともに外径と内径の温度差は広がっていくが、熱伝導により被加熱物の内径の方向に熱が伝わる過程で昇温に時間遅れが生じたためである。Fig. 4-6 に示したように、温度が高くなると熱伝導率が小さくなるために熱の伝わり方は遅くなり、これにより温度差はさらに広がる傾向となる。

ところが、外径の温度が約 800°C になると外径での昇温が停滞する特異な現象が現れ、この間に内径の温度が外径の温度にほぼ追いつく。4.4.1 に後述するように、これは外径の表面層が常磁性に変態し始めた影響による。強磁性から常磁性の状態になってもジュール損は発生するが、単位体積あたりの発熱量は比透磁率に比例するために減少する。リングに与えられる電力の大半が常磁性と強磁性の領域の境界面近傍の加熱に集中し、被加熱物の内部加熱により境界面近傍の強磁性の領域は常磁性に変態し、常磁性の領域がより深くへと前進するためである。

内径の温度が外径の温度に追いついた後では被加熱物全体が常磁性の状態である。比透磁率が 1 となることで浸透深さが大きくなり、内径の近くでも発熱が起こるようになる。これにより外径との温度差がほぼない状態を維持しながら被加熱物全体の温度が上昇すると考えられる。したがって、IH 加熱においては磁束にさらされた被加熱物の表面層が発熱源となって全体に熱が広がっていく加熱方式であるために内部との温度差が生じやすいというのは被加熱物の肉厚が厚い場合のことであって、肉厚が薄い場合には強磁性から常磁性への変態時に渦電流のジュール損による内部加熱がより深くへと前進していく作用のた

めに外径と内径の温度差がほぼない状態となり、これはオーステナイト化での均熱性に対して非常に有利に働く。

ただし、この場合には 4.4.1 に後述する 1 次元の平板の場合とは異なり、被加熱物の大きさが無限大ではないために、被加熱物の端面の角に磁束が集中する、いわゆる端部効果による局所的な発熱の影響が重畳する。IH 加熱を開始してから 6 s 後のリングの断面における温度分布を Fig. 4-9 に示す。全体が常磁性の状態であることが Fig. 4-8(a)よりわかるが、リングの端面の角に磁束が集中することにより局所的な発熱が起こり、中央部より 100°C 以上も過熱された状況になっている。そして、等温線がリングの半径方向に対してほぼ平行になっていることから、それと垂直方向に角からの熱が中央部全域に伝わっている。

次に、位置 A と位置 B の温度の時間変化の試験結果を Fig. 4-8(b)に示し、実現象に対するシミュレーション結果の確度を検証する。Fig. 4-8(c)は Fig. 4-8(a)と Fig. 4-8 (b)の偏差を示し、符号が負の場合はシミュレーションで計算された値が測定された値より低いことを意味する。シミュレーション結果と試験結果はよく一致している。実際、IH 加熱を開始してから 0~4 s の間における温度の偏差の最大は外径と内径でそれぞれ 11.7°C と 10.9°C であり、4.2.2 における磁化に関する式(4.3)の仮定の有効性が示唆される。しかし、4~7 s の間における温度の偏差の最大は外径と内径でそれぞれ 35.0°C と 34.0°C であり、実現象に対してシミュレーションの確度が悪くなった。この偏差が大きくなり始める時刻はリング全体がほぼ常磁性の状態になった時刻に一致する。したがって、磁化による影響がなくなり、*B-H* 特性が線形となる分だけ現象が単純であり、シミュレーションの確度が良くなるはずであるが、結果は逆であった。この原因として有限要素法の計算法そのものより用いた物性値に問題があると考えられ、4.3.3 で改善を試みる。実際のオーステナイト化での保持温度は炉加熱の場合で 830~860°C であり、IH 加熱の場合ではそれ以上であるため、被加熱物が常磁性の状態となった後の実現象に対するシミュレーションの確度は重要である。

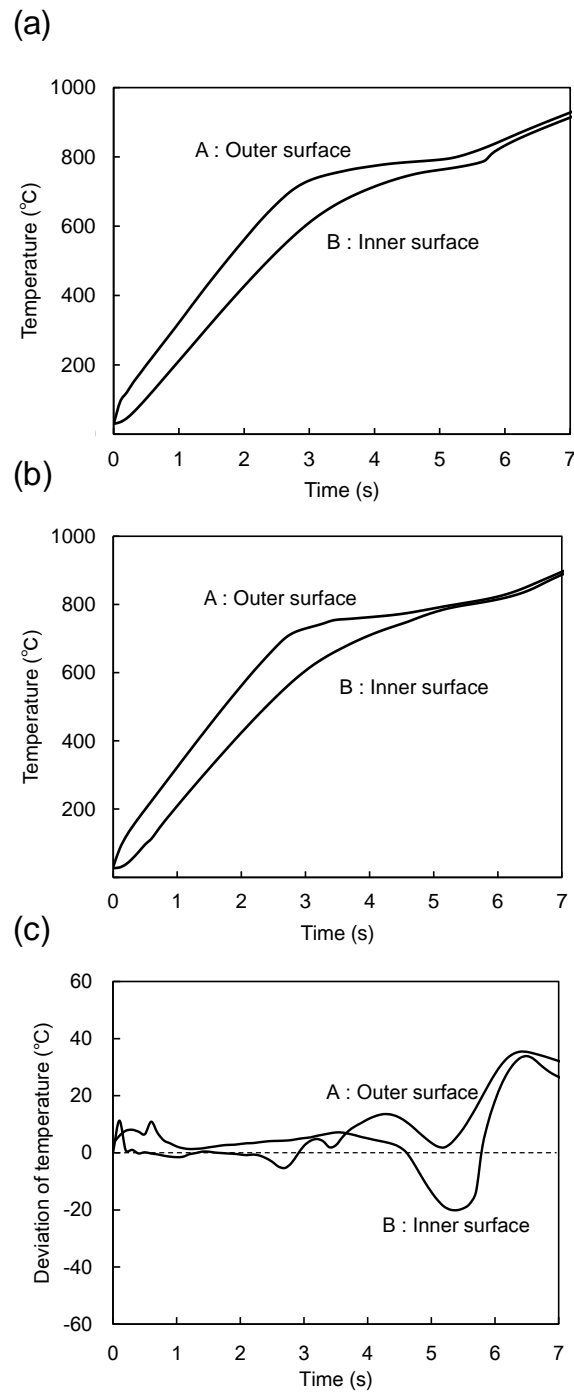


Fig. 4-8 Temperature change of outer and inner surfaces for an IH-heated thin ring; (a) simulated, (b) experimental, (c) deviation between simulated and experimental results.

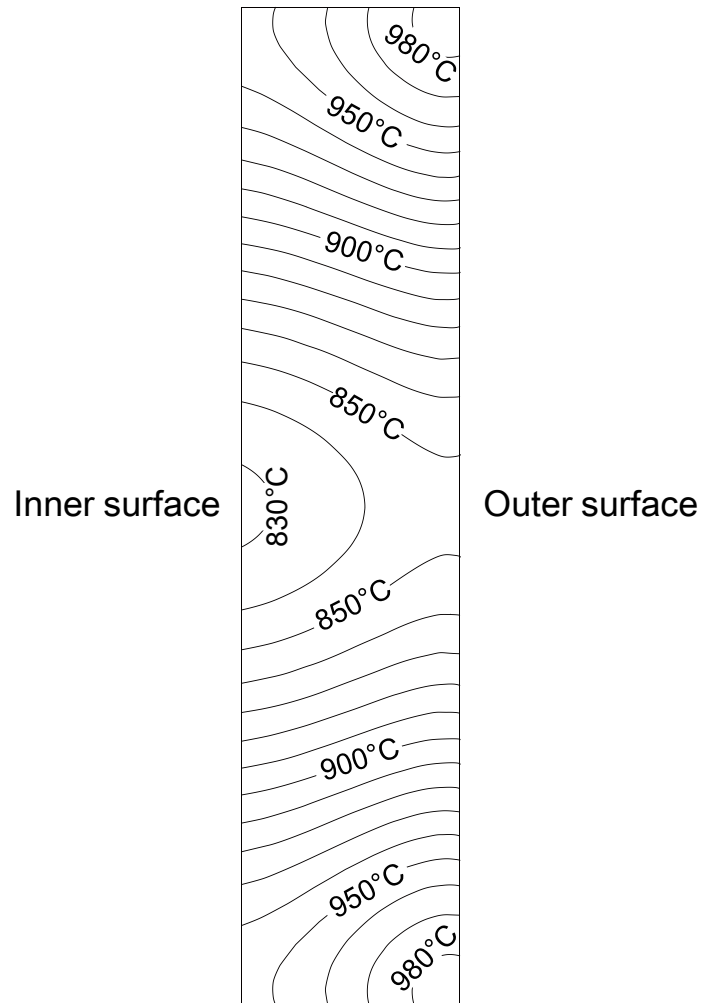


Fig. 4-9 Temperature contour mapping of a cross-section for an IH-heated thin ring at  $t = 6$  s (simulated).

#### 4.3.2 厚肉リングでのシミュレーション結果と試験結果

厚肉リングを被加熱物としたシミュレーションと試験において、外径上の位置 A と内径上の位置 B の温度の時間変化を Fig. 4-10 に示す。

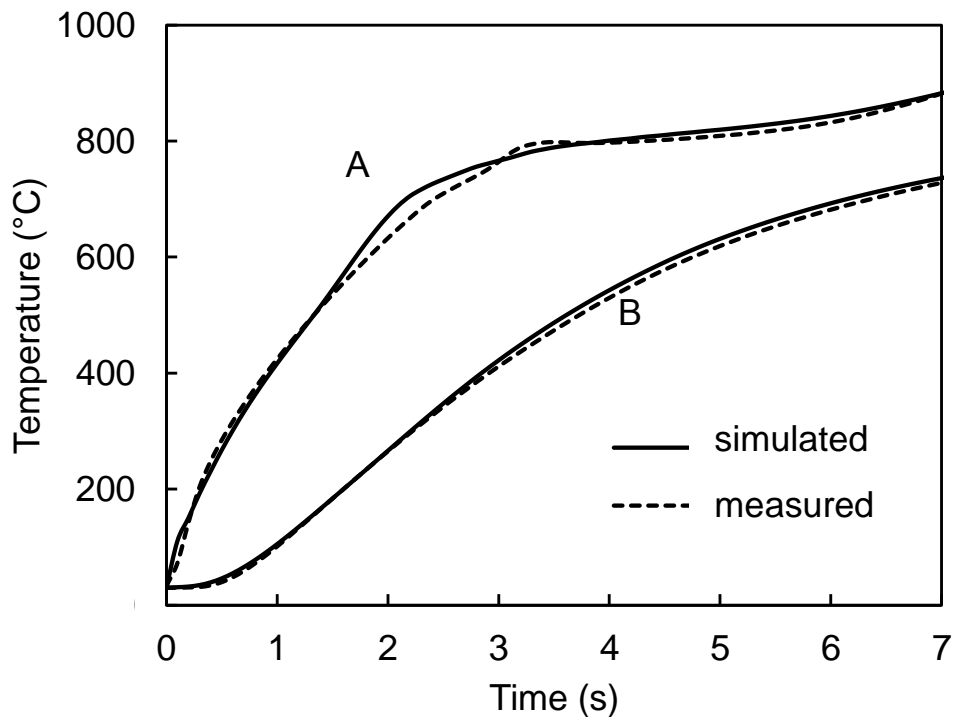


Fig. 4-10 Temperature change of outer and inner surfaces for an IH-heated thick ring.

Fig. 4-8 に示した薄肉リングの場合と同様に、温度が低い強磁性の状態ではシミュレーション結果と試験結果はよく一致しているが、位置 A においてキュリー温度付近前後になるとかなり精度が悪くなった。また、薄肉リングの場合と比較して、強磁性の状態での時間の経過とともに外径と内径の温度差が広がっていく傾向は同じであるが、外径の温度が約 800°C で停滞している間に内径の温度が追いつくことはなかった。

4.4.2 に後述するように、この差はリングの肉厚と磁束の浸透深さの兼ね合いで決まる。薄肉リングの場合と同様に、厚肉リングの場合でも外径の表面層で強磁性から常磁性への変態が始まり、常磁性と強磁性の領域の境界面近傍に磁束が集中することで常磁性の領域は外径の表面からより深くへと前進していく。しかし、常磁性の領域が深くなるとともに、被加熱物に誘導された渦電流により作られる磁界が加熱コイルからの磁束を遮蔽するようになり、実質的に境界面近傍でのジュール損による発熱はなくなる。外径からある深さまでの表面層が定常的な発熱源となり、常磁性の領域がさらに前進する過程ではその表面層

での発熱が伝わることで強磁性から常磁性に変態する。これにより内径における温度上昇に時間遅れが生じるためであると考えられる。

#### 4.3.3 急速昇温による比熱の変化を考慮したシミュレーション結果

以上に述べたシミュレーションでは 4.2.2 において測定された被加熱物の物性値をそのまま解析ソルバーに組み込んだが、その中で比熱に関しては昇温速度の点で問題がある。比熱は昇温速度に依存する因子とそうでない因子の寄与で構成されるからである。

純鉄の比熱の温度依存性を Fig. 4-11 に示す<sup>1)</sup>。770°C 付近の吸熱ピークは A<sub>2</sub> 点に帰属し、強磁性⇔常磁性の磁気変態に起因する。910°C 付近の吸熱ピークは A<sub>3</sub> 点に帰属し、フェライト⇔オーステナイト変態に起因する。したがって、1.1.2 で述べたように、SUJ2 鋼においてはオーステナイト化前に施された球状化焼なましのためにマトリクス中には炭素やクロムがほとんど存在せず、ほぼ純鉄のような状態であり、仮に昇温速度  $\dot{T}$  (°C/s) が無限に大きいとして炭化物の溶解により炭素がマトリクス中に溶け込むことがなければ、SUJ2 鋼は純鉄とほぼ同様の変態挙動を昇温中に示し、オーステナイト化が起こるみかけの変態温度は A<sub>3</sub> 点の温度  $T_{A3}$  (°C) 付近になる。

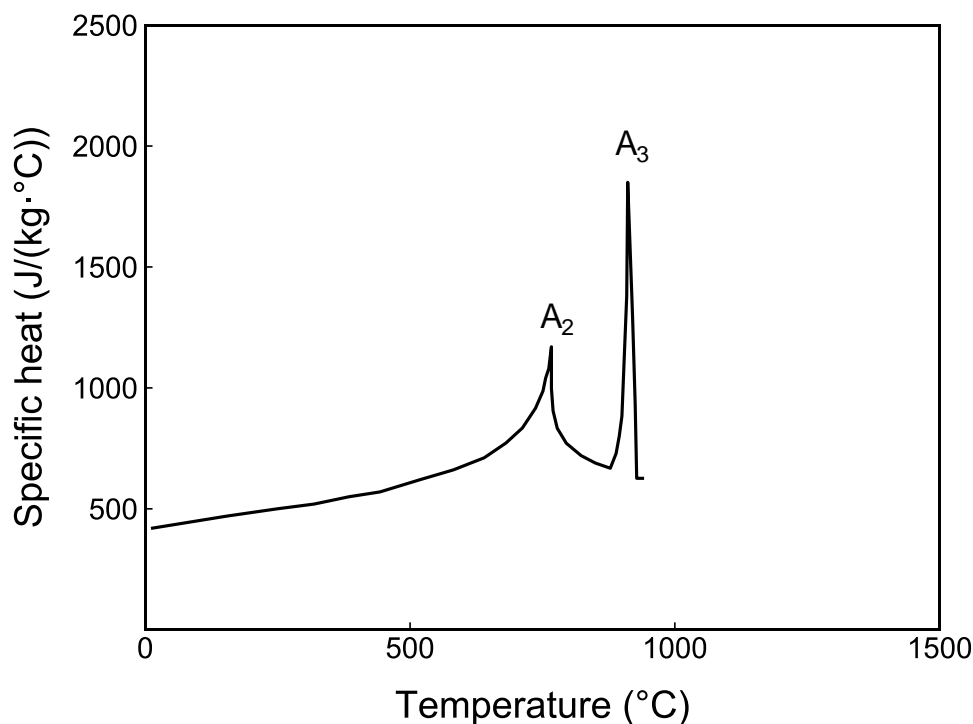


Fig. 4-11 Specific heat of pure iron.<sup>1)</sup>

一方、Fe-C系状態図を Fig. 4-12 に示すが、球状化焼なましを施された SUJ2 鋼ではマトリクスフェライトの他に多量の炭化物が存在するために、 $A_1$  点の温度  $T_{A1}$  ( $^{\circ}\text{C}$ ) 以上において炭化物からの炭素がマトリクス中に溶解込むことでオーステナイト化が開始し、炭化物を包み込むようにオーステナイトの領域が形成されることがこの図から予測される。ほぼ平衡状態が保たれるほどに  $\dot{T}$  が十分に小さい場合においては、 $T_{A1}$  の直上の温度でオーステナイト化が完了するためにみかけの変態温度は  $T_{A1}$  付近になる。このように、 $\dot{T}$  に応じてみかけの変態温度は  $T_{A1}$  から  $T_{A3}$  の間で変わるはずである。

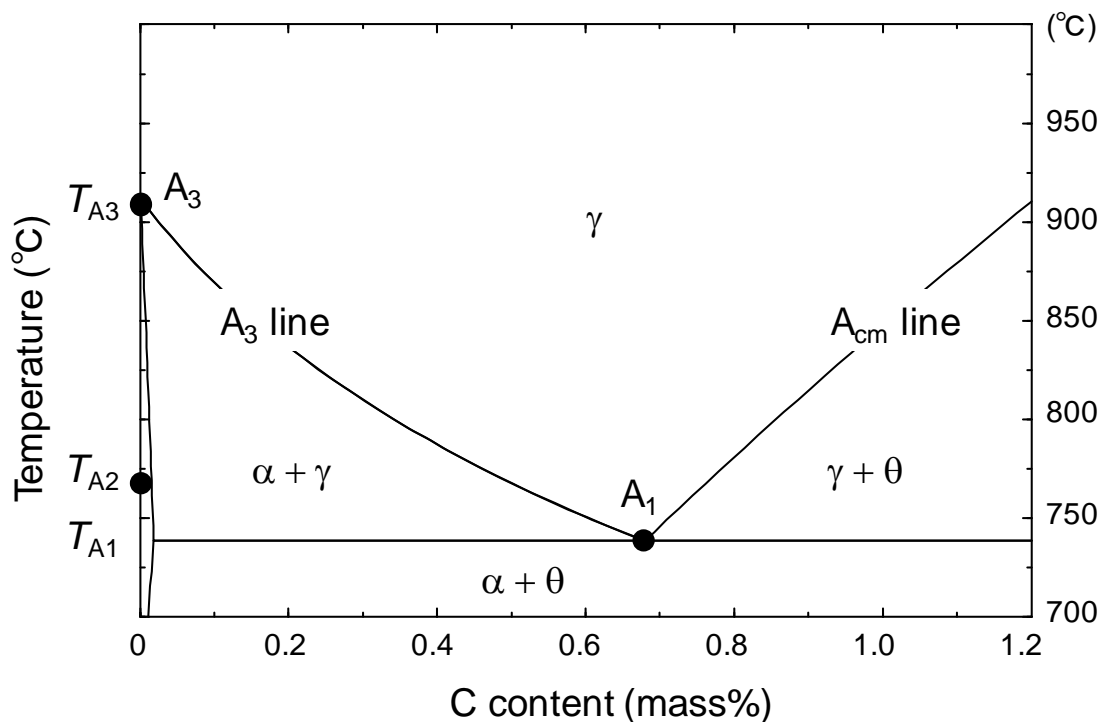


Fig. 4-12 Phase diagram of Fe-C system.

実際、4.2.2において測定された Fig. 4-5 での比熱におけるみかけの変態温度は  $783.5^{\circ}\text{C}$  であり、Fig. 4-12 に示した状態図での  $T_{A1}=727^{\circ}\text{C}$  と比較してかなり高い。つまり  $\dot{T}$  が  $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$  程度の非常に遅い昇温速度で測定を行ったにもかかわらず、みかけの変態温度は  $T_{A1}$  から高温側にシフトしている。これより、4.3.1 や 4.3.2 で行ったリングの試験での昇温



速度は 130°C/s 程度であったため、みかけの変態温度がさらにシフトしていたことが予想され、シミュレーションにおいて Fig. 4-5 の測定結果をそのまま用いることは適切ではない。このため、以下では実現象に対するシミュレーションの確度が改善されるように測定結果を補正する。具体的には、Fig. 4-5 の測定結果においてオーステナイト化に関連する比熱の成分を取り出し、これを高温側にシフトさせればよい。ただし、Fig. 4-11 に示した純鉄の場合ではそうでないが、Fig. 4-5 の場合では磁気に起因する成分が重なっているために、先にこれを取り除いておく必要がある。

磁気に起因する成分は 4.4.3.1 に後述する Fig. 4-21 の  $c_{\text{mag}}$  で与えられる。Fig. 4-5 の測定結果からこれを取り除く際には、1.1.2 で計算したように 1 kg の SUJ2 鋼におけるマトリックスの質量  $\bar{m}$  が 0.847 kg であることに注意する。Fig. 4-5 の測定結果から  $0.847c_{\text{mag}}$  の値を引いた成分を Fig. 4-13 に示す。

この図の結果は 4.4.3.2 に後述するモデルでの式(4.29)の比熱

$$c_p^* = [\bar{m}b + (1-\bar{m})b' + 2\{\bar{m}c + (1-\bar{m})c'\}T] + \frac{kt_0\bar{m}\Delta\bar{H}_{\text{a}\gamma}}{\sqrt{\pi}(T_0 - T_{A1})} e^{-\left(\frac{t_0}{T_0 - T_{A1}}\right)^2 (T - T_0)^2}$$

に相当し、第 2 項の Gauss 関数の項がオーステナイト化に関連する成分である。このため、Fig. 4-13 の結果が直線と Gauss 関数の和で表されると仮定し、600~800°C の範囲のデータを用いて最小 2 乗法によりこれらの関数を決定すると、

$$c_1(T) = Ae^{-\left(\frac{T-T_0}{\sigma}\right)^2}, \quad A=1464.5 \text{ (J/(kg}\cdot\text{°C))}, \quad T_0=783.5 \text{ (°C)}, \quad \sigma=14.5 \text{ (°C)} \quad (4.7)$$

$$c_2(T) = B + CT, \quad B=504.9 \text{ (J/(kg}\cdot\text{°C))}, \quad C=0.121 \text{ (J/(kg}\cdot\text{°C}^2)) \quad (4.8)$$

が得られ、フィッティングされた比熱は

$$c_{\text{fit}}(T) = c_1(T) + c_2(T) \quad (4.9)$$

である。図の上部には式(4.9)の  $c_{\text{fit}}$  と測定値の間の偏差も併せて示した。

Gauss 関数  $c_1$  をオーステナイト化が開始する温度  $T_{A1}$  から完了している温度  $T_{A3}$  まで積分すると、

$$\int_{T_{A1}}^{T_{A3}} c_1(T) dT = \int_{-\infty}^{\infty} c_1(T) dT = \sqrt{\pi}A\sigma = 37629 \text{ (J/kg)}$$

となるが、4.4.3.2 の式(4.30)に後述するように、これは 1 kg の SUJ2 鋼のオーステナイト化におけるマトリックスの変態潜熱であり、1 kg の SUJ2 鋼におけるマトリックスの質量  $\bar{m}$  が 0.847 kg であることに注意すると、この場合での 1 kg のマトリックスの変態潜熱は

37629/0.847=44.5×10<sup>3</sup> J/kg となる。報告された鉄鋼の変態潜熱には研究者によってかなりの隔たりがあるが 12×10<sup>3</sup>~28×10<sup>3</sup> J/kg の範囲であり<sup>2)</sup>，得られた値がはるかに大きい理由については不明である。

一方，直線  $c_2$  に関しては，後述する式(4.22)より  $b=470.2(\text{J}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C}))$ ， $2c=0.1499(\text{J}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C}^2))$  であり，炭化物の比熱  $c_0$  ( $\text{J}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C})$ )が

$$c_0(T) = 638.7 + 0.03404T \quad [190 \sim 1200^\circ\text{C}]$$

であることより<sup>3)</sup>，式(4.27)において  $b'=638.7$  ( $\text{J}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C})$ )， $2c'=0.03404$  ( $\text{J}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C}^2)$ )となり， $\bar{m}$  が 0.847 kg であることに注意して，式(4.29)の右辺第 1 項において

$$c_2' = \bar{m}b + (1 - \bar{m})b' + 2\{\bar{m}c + (1 - \bar{m})c'\}T = 496.0 + 0.1321T \quad (4.10)$$

である。式(4.8)の  $c_2$  と式(4.10)の  $c_2'$  を Fig. 4-13 中に併せて示したが，両方の直線はよく一致する。オーステナイト化に関連する成分  $0.847c_1$  は  $T$  に影響される。一方，元の Fig. 4-5 の測定結果から  $0.847c_1$  を引いた成分を Fig. 4-14 に示すが，引いたことによりこの成分は  $T$  に影響されない。したがって， $T$  が異なる場合の比熱はある別の Gauss 関数を Fig. 4-14 の結果に足すことで与えられる。

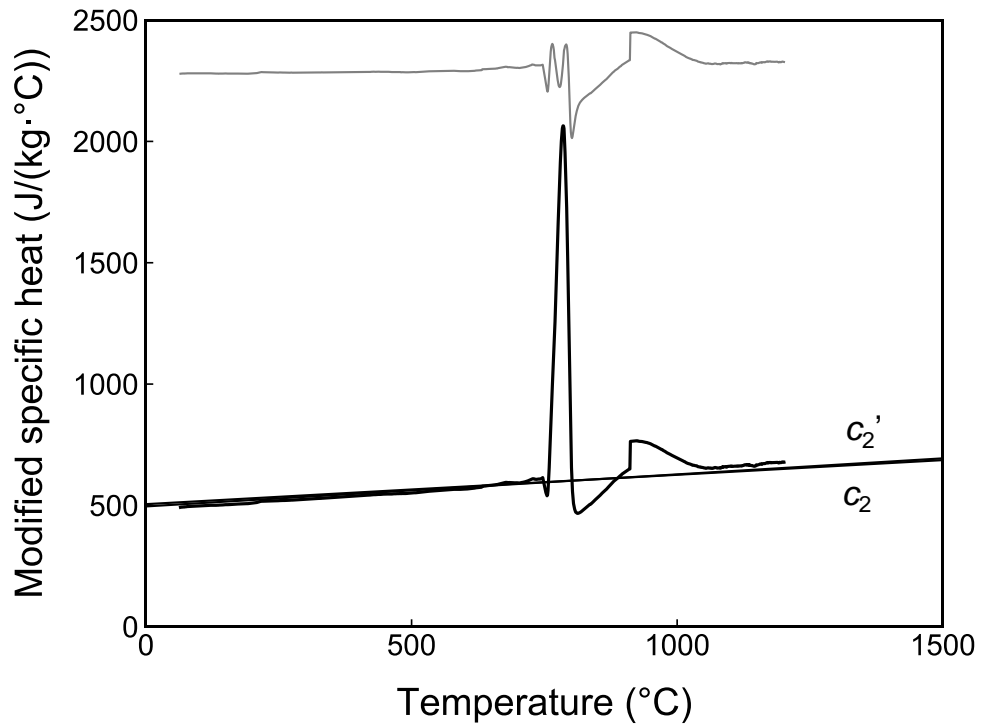


Fig. 4-13 Specific heat of SUJ2 steel excluding the contribution of magnetism.

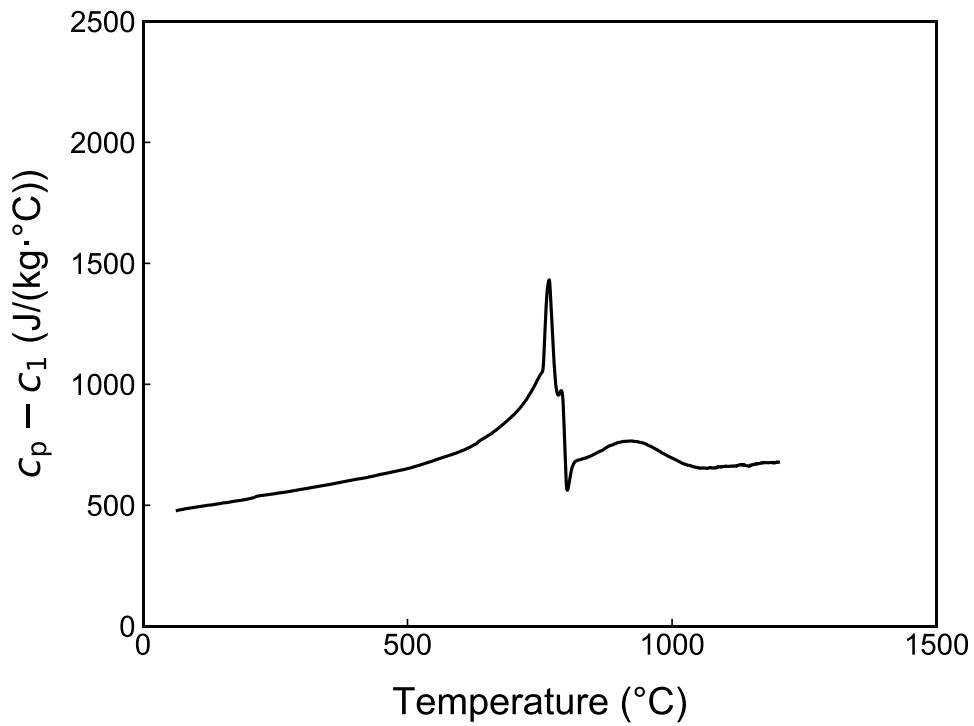


Fig. 4-14 Specific heat of SUJ2 steel excluding the contribution of austenite transformation.

式(4.7)の Gauss 関数は 3 つの独立なパラメータ  $A$ ,  $T_0$ ,  $\sigma$  を持つが,  $A$  と  $\sigma$  を変えずに  $T_0$  を  $783.5\sim 860^\circ\text{C}$  の範囲で補正し, 4.3.1 で述べた薄肉リングに対してシミュレーションを再び行った.  $T_0$  が  $795^\circ\text{C}$ ,  $816^\circ\text{C}$ ,  $860^\circ\text{C}$  の場合での位置 A と位置 B におけるシミュレーション結果と試験結果の間の温度の偏差を Fig. 4-15 に示す. 元の比熱のデータをそのまま用いた場合の結果はすでに Fig. 4-8(c)に示したが, 比較のために Fig. 4-15(d)に再び示す.  $T_0$  が  $783.5^\circ\text{C}$  から  $816^\circ\text{C}$  まで増加するのに伴って, 実現象に対してシミュレーションの確度が改善されたが,  $860^\circ\text{C}$  にすると悪くなった. このことはリングでの試験におけるみかけの変態温度が  $783.5\sim 860^\circ\text{C}$  の中間の範囲にシフトしていることを示唆する. つまり, Fig. 4-15(d)においては変態潜熱の影響が先の時刻にシミュレーション結果の方に現れるためにまず負に偏差するが, 後の時刻に試験結果の方に現れるために正に偏差する. 逆に, Fig. 4-15(c)においては偏差の現れ方が符号の点で逆転するということが結果は説明される. 実際, これらの図においてシミュレーション結果と試験結果の間の偏差の 2 乗を時間で積分し, その平均値の平方根を実現象に対するシミュレーションの確度の指標にとると, Fig. 4-16 に示すように,  $T_0$  が  $816^\circ\text{C}$  の場合においてこの値が最も小さくなり, リングの試験での昇温速度に対してはみかけの変態温度は  $816^\circ\text{C}$  にシフトしていたと推測される.

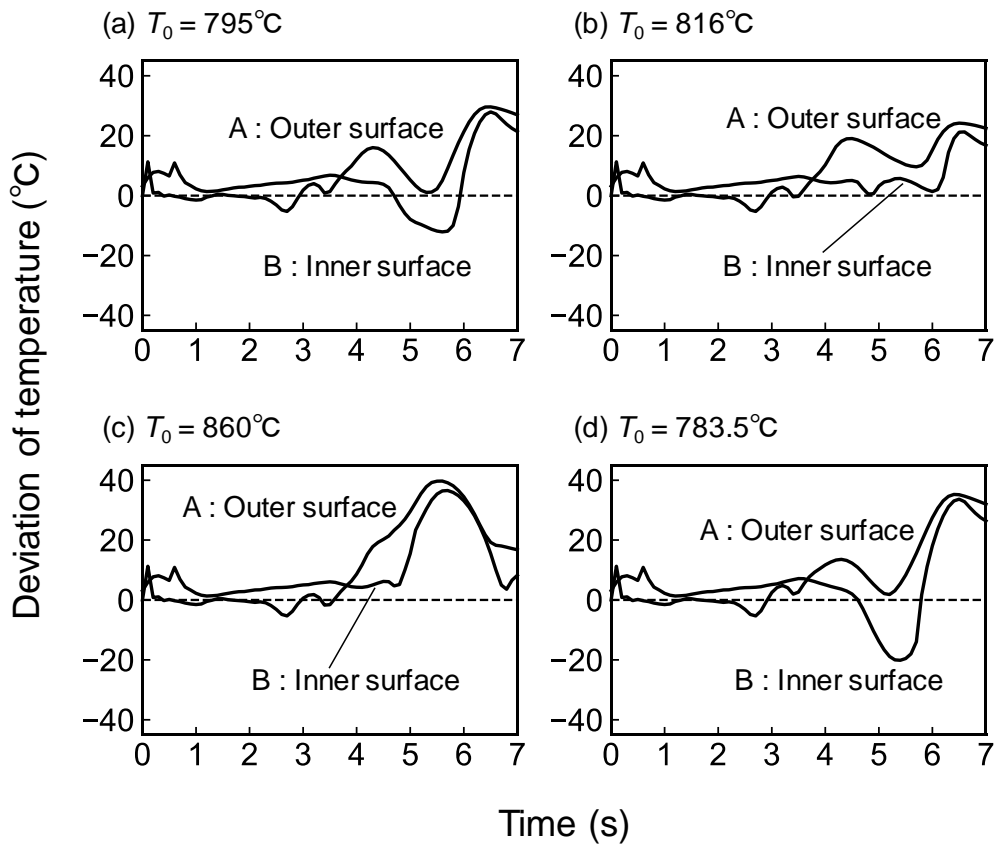


Fig. 4-15 Deviation of temperature between simulated and experimental results.

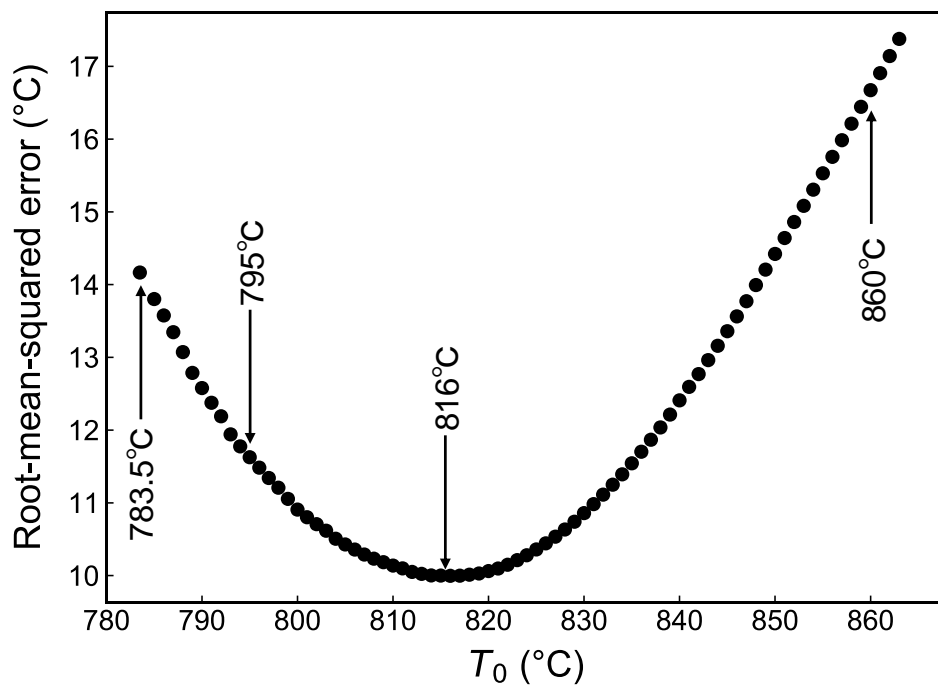


Fig. 4-16 Root-mean-squared error of temperatures between simulated and experimental results.

## 4.4 考察

### 4.4.1 1次元の表皮電流モデル

IH 加熱におけるジュール損により被加熱物の表面層が強磁性から常磁性に変態する挙動を定性的に特徴づけるため、1次元の表皮電流モデルを考える<sup>4)</sup>。Fig. 4-17 に示すように、半無限導体平板の表面上に  $y$  軸と  $z$  軸を取る。その表面上に原点  $O$  を定め、深さ方向を  $x$  軸方向とする。ただし、導体平板の内部において電気抵抗率と比透磁率は常に  $\rho$  ( $\Omega\cdot\text{m}$ ) と  $\mu_r$  で一様であるとする。

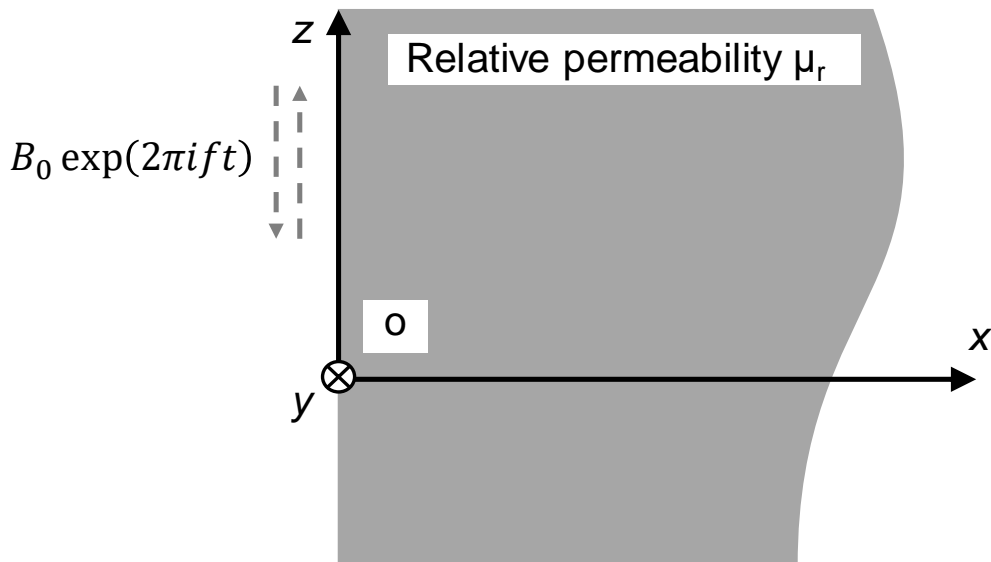


Fig. 4-17 Conductor skin current of a ferromagnetic state.

磁束密度の振幅を  $B_0$  (T) とし、周波数を  $f$  (Hz) として、導体表面での磁束密度が  $z$  軸方向を向く  $B_0 \exp(2\pi i f t)$  の交番磁界となる場合、導体の内部の深さ  $x$  (m) における磁束密度は  $z$  軸方向を向き、

$$B_z(x,t) = \mu_r B_0 \exp\left(-\frac{x}{\delta}\right) \exp\left[i\left(2\pi f t - \frac{x}{\delta}\right)\right] \quad (4.11)$$

で与えられる。ここで、

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho}{\pi \mu_0 \mu_r f}} \quad (4.12)$$

は浸透深さと呼ばれ、 $\delta$  (m) は $\sqrt{\mu_r}$ に反比例する。

アンペールの法則より渦電流は  $y$  軸方向に流れ、磁束密度の回転を取ることにより電流密度は

$$j_y(x,t) = -\frac{1}{\mu_0\mu_r} \frac{\partial B}{\partial x} = \frac{1+i}{\sqrt{2}} j_0 \exp\left(-\frac{x}{\delta}\right) \exp\left[i\left(2\pi f t - \frac{x}{\delta}\right)\right]$$

となる。ただし、 $j_0$  (A/m<sup>2</sup>) は導体平板の最表面における電流密度であり、

$$j_0 = \frac{\sqrt{2} B_0}{\mu_0 \delta} = \frac{B_0}{\mu_0} \sqrt{\frac{2\pi\mu_0\mu_r f}{\rho}} \quad (4.13)$$

となる。したがって、深さ  $x$  における単位体積あたりのジュール損  $p$  (W/m<sup>3</sup>) は

$$p(x) = \rho \left| \frac{j_y(z,t)}{\sqrt{2}} \right|^2 = \rho j_0^2 \exp\left(-\frac{2x}{\delta}\right)$$

であり、これを  $0 \leq x < \infty$  で積分して、導体平板の単位面積あたりに与えられる電力  $P$  (W/m<sup>2</sup>) は

$$P = \int_0^{\infty} p(x) dx = \frac{\rho j_0^2 \delta}{4}$$

となる。これらの式に式(4.12)と式(4.13)を代入すると、

$$p(x) = \frac{2\pi B_0^2 \mu_r f}{\mu_0^2 \rho} \exp\left(-\frac{2x}{\delta}\right) \quad (4.14)$$

$$P = \frac{B_0^2}{2} \sqrt{\frac{\pi \mu_r \rho f}{\mu_0^3}}$$

が得られ、このモデルでは  $p$  は  $\mu_r$  に比例し、 $P$  は  $\sqrt{\mu_r}$  に比例することがわかる。

次に、Fig. 4-18 に示すように、導体表面から  $a$  (m) より深い場所で比透磁率は  $\mu_r$  のままであるが、 $0 \leq x < a$  では 1 であるとする。以後、それぞれの領域を強磁性の領域と常磁性の領域と呼ぶ。これは導体平板の表面層が IH 加熱により常磁性に変態したことを模擬している。

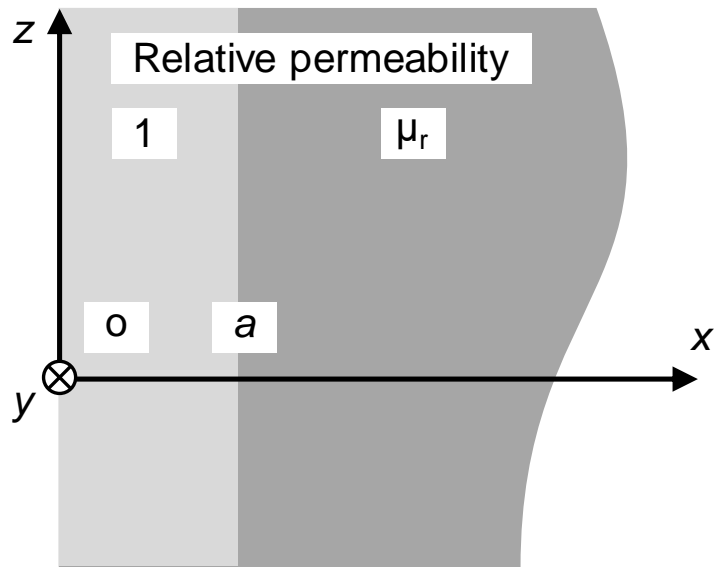


Fig. 4-18 Conductor skin current of a ferromagnetic and paramagnetic state.

導体平板の内部の磁束密度は

$$B_z(x,t) = \begin{cases} B_0 \exp\left(-\frac{x}{\delta_0}\right) \exp\left[i\left(2\pi i f t - \frac{x}{\delta_0}\right)\right] & \text{[常磁性の領域}(0 < x < a)\text{において]} \\ \mu_r B_0 \exp\left(-\frac{x-a}{\delta} - \frac{a}{\delta_0}\right) \exp\left[i\left(2\pi i f t - \frac{x-a}{\delta} - \frac{a}{\delta_0}\right)\right] & \text{[強磁性の領域}(x > a)\text{において]} \end{cases} \quad (4.15)$$

となる。ただし、

$$\delta_0 = \sqrt{\frac{\rho}{\pi\mu_0 f}} \quad (4.16)$$

は式(4.12)において比透磁率が1の場合、つまり強磁性から常磁性に変態した状況での浸透深さであり、強磁性の場合の浸透深さの $\sqrt{\mu_r}$ 倍となる。Fig. 4-19(a)に示すように、 $B_z$ の強度の空間分布に関して、常磁性の領域では $\exp(-x/\delta_0)$ の依存性で緩やかに減衰するが、常磁性と強磁性の領域の境界面 $x=a$ において不連続的に $\mu_r$ 倍となり、強磁性の領域では $\exp(-x/\delta)$ の依存性で急激に減衰する。



常磁性に変態した表面層の厚みに関して(i)  $a \ll \delta_0$ , (ii)  $a \approx \delta_0$ , (iii)  $a \gg \delta_0$ のそれぞれの場合を Fig. 4-19(a)では磁束密度の強度 $|B_z|$ について比較し, Fig. 4-19(b)ではジュール損 $p$ について比較した. Fig. 4-19(a)の $|B_z|$ に関して, (i) の場合には導体全体の比透磁率がほぼ $\mu_r$ の状況と同じであるとみなされるのに対して, (iii) の場合には強磁性の領域に磁束がほとんど浸透しないために導体全体の比透磁率が1の状況とほぼ同じであるとみなせる.

対応するジュール損では, Fig. 4-19(b)に示すように (i) の場合には表面層のごく浅い場所が局所的に発熱するのに対して, (iii) の場合にはより深い場所までが発熱する. そして, 上述したように導体平板に与えられる電力は $\sqrt{\mu_r}$ に比例するため, (i) の場合と比較して (iii) の場合には導体平板の温度上昇が緩やかになる.

(i) や (iii) の場合, 実質的に磁束密度は指数関数的に単調に減衰するとみなせる. これに対して, (ii) の場合において特徴的なことは境界面 $x=a$ において不連続的に $\mu_r$ 倍となり, 導体平板の内部にピークが存在することである. つまり, 常磁性の領域に磁束が浸透することで渦電流によるジュール損が発生しているが, 特に常磁性と強磁性の領域の境界面近傍の強磁性の領域側に磁束が集中し, 導体平板の内部加熱が起こる. 局所的な温度上昇によりこの部分が強磁性から常磁性へ変態し, 常磁性の領域は表面からより深くへと前進していくと考えられる.

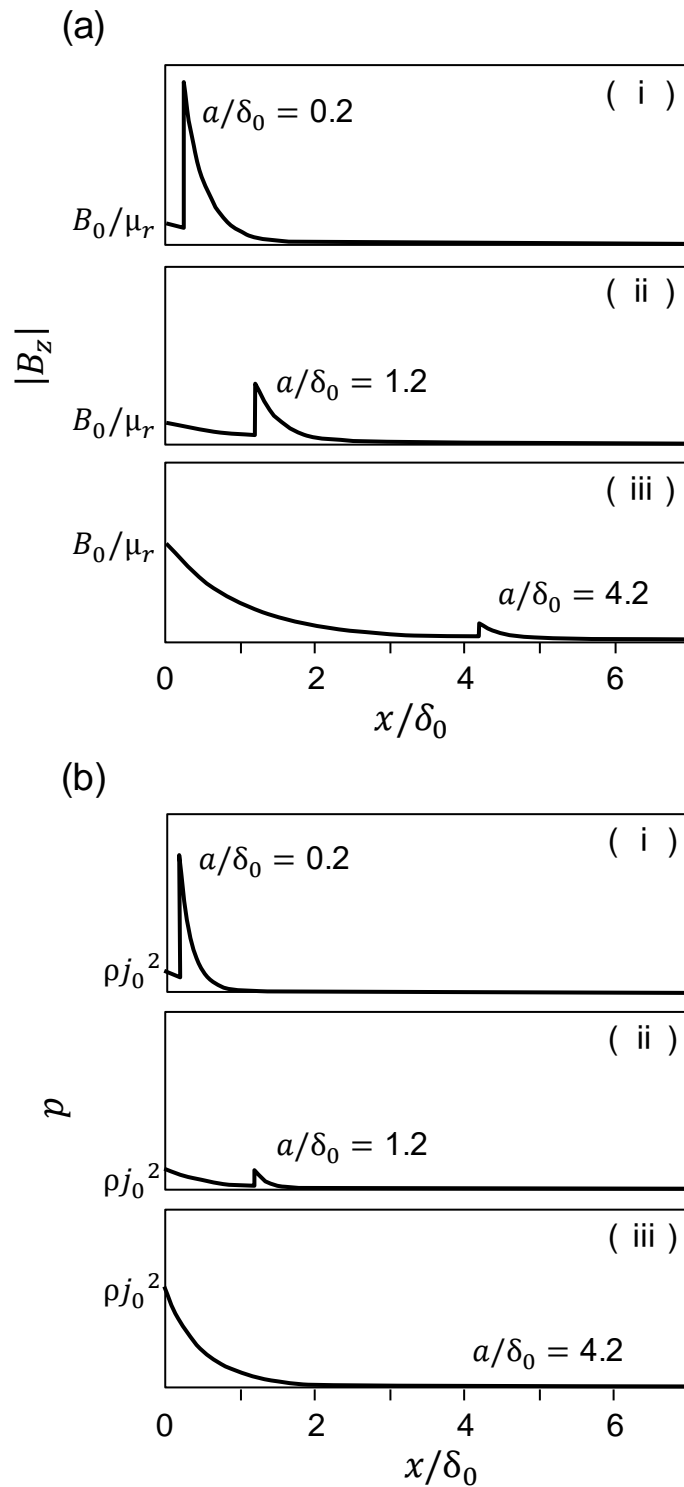


Fig. 4-19 Spatial profiles of (a) the intensity of  $B_z$  and (b) corresponding Joule loss density.

#### 4.4.2 リングの厚さと均熱性の関係

薄肉リングの場合、全体が強磁性の状態では式(4.12)で与えられる浸透深さが小さいために表面層のごく浅い場所が発熱源となり、加熱の最初の段階では被加熱物の表面から熱が与えられるという点で炉加熱による方式と大差ない。ところが、表面層がキュリー温度付近になると常磁性に近づくためにジュール損による発熱は穏やかになる一方で、磁束が強磁性の領域と常磁性の領域の境界面に集中することで被加熱物中に内部加熱が起こり、そこでの強磁性から常磁性への変態が促進される。つまり、発熱源が表面から内部に前進し、これにより外径の温度がキュリー温度付近に停滞する間に内径の温度が追いつき、全体が常磁性となってからは温度差がほぼない状態で加熱される。このような状況はオーステナイト化での均熱性に対して非常に有利に働く。

厚肉リングの場合でも外径の温度がキュリー温度付近で停滞する。ところが、その間に内径の温度が追いつくことはない。これは外径から式(4.16)の浸透深さ程度までの表面層が発熱源となり、それ以上の深さへ常磁性の領域が前進する過程は表面層から熱が伝わることで起こるためであり、内径の温度上昇に対して時間遅れの原因となる。

これに対する対処法としては、高周波電源の周波数と電流値を小さくすることが挙げられる。本研究では高周波電源の周波数を 80 kHz としたが、これを低くすれば式(4.16)で与えられる浸透深さが大きくなるために被加熱物の表面からより深くにまで渦電流が誘導される。また、実際の操業においては、被加熱物の外径の温度が所望の温度に達すると温度を一定に保つように加熱コイルに流す電流値を PID 制御するが、その制御中に内径の温度が外径の温度に追いつくことで被加熱物が均熱となる<sup>5)</sup>。したがって、電流値を小さくして被加熱物の昇温速度を遅くすれば、外径と内径の昇温中の温度差が小さくなり、内径における温度上昇の時間遅れを軽減できる。

ただし、これらの対処法は限定的であり、条件を極端にしすぎると操業上の不都合が起こる。周波数を低くした場合には式(4.14)で与えられる電力が周波数の平方根に比例して小さくなるため、これを補償するために加熱コイルに流す電流値を大きくすることで交番磁界の振幅  $B_0$  を大きくする必要がある。これは加熱コイルの銅損を増加させるためにエネルギー効率を下げる。また、電流値を小さくして被加熱物の昇温を緩やかにすると 1 回の処理のサイクルタイムが長くなるために生産性が下がる。したがって、IH 加熱によるオーステナイト化の技術開発では対象とする被加熱物の肉厚に応じて高周波電源の周波数と電流

値の最適化が求められる。このための試行錯誤の繰り返しに対して、連成有限要素法シミュレーションは開発期間とコストの点で非常に適したツールであるといえる。

#### 4.4.3 急速昇温による比熱の変化

##### 4.4.3.1 フェライトとオーステナイトの比熱

Table 4-1 と Fig. 4-20 に純鉄の比熱のデータを示す<sup>9)</sup>。強磁性のフェライト，常磁性のフェライト，オーステナイトの単位質量あたりのエンタルピーを $\bar{H}_\alpha$  (J/kg),  $\bar{H}_\alpha^*$  (J/kg),  $\bar{H}_\gamma$  (J/kg) とすると，温度  $T$  (°C) で微分することでそれぞれの相の比熱  $c_\alpha$  (J/(kg·°C)),  $c_\alpha^*$  (J/(kg·°C)),  $c_\gamma$  (J/(kg·°C)) が与えられるが， $\bar{H}_\alpha - \bar{H}_\alpha^*$  はフェライトの磁化によるエンタルピー変化であるために，これを  $T$  で微分することで，

$$c_{mag} = c_\alpha - c_\alpha^* \quad (4.17)$$

は磁気に起因する比熱である。また，

$$\Delta\bar{H}_{\alpha\gamma} = \bar{H}_\gamma - \bar{H}_\alpha^* \quad (4.18)$$

とすると， $\Delta\bar{H}_{\alpha\gamma}$  (J/kg) は常磁性のフェライトからオーステナイトへの変態潜熱となるが，これが  $T$  に依存せず一定である仮定とすると  $c_\alpha^* = c_\gamma$  となる。さらに， $a$  (J/kg),  $b$  (J/(kg·°C)),  $c$  (J/(kg·°C<sup>2</sup>)) を定数として， $\bar{H}_\gamma$  が

$$\bar{H}_\gamma = a + bT + cT^2 \quad (4.19)$$

のように  $T$  に関する 2 次式で与えられると仮定すると，式(4.18)より

$$\bar{H}_\alpha^* = a - \Delta\bar{H}_{\alpha\gamma} + bT + cT^2$$

となるために，常磁性のフェライトとオーステナイトの比熱はいずれもが

$$c_\alpha^* = c_\gamma = b + 2cT \quad (4.20)$$

で表される  $T$  に関する 1 次式となる。一方，強磁性のフェライトの比熱は式(4.17)より

$$c_\alpha = b + 2cT + c_{mag} \quad (4.21)$$

となる。

Table 4-1 におけるオーステナイトのデータを用いて回帰直線から式(4.20)における  $b$ ,  $c$  を定めると，

$$c_\alpha^* = c_\gamma = 470.2 + 0.1499T \quad (4.22)$$

となる。したがって，Fig. 4-20 に示された純鉄の比熱からこれを引くとすべての温度範囲における  $c_{mag}$  が得られる。実際，Fig. 4-21 において  $c_{mag}$  の温度依存性を示すが，オーステ

ナイトとなる温度域では常磁性であるために  $c_{\text{mag}}$  は 0 となる一方で、強磁性のフェライトとなる温度域においては磁気に起因する比熱の寄与が存在する。

Table 4-1 Specific heat of pure iron.<sup>6)</sup>

temperature (°C)	specific heat (J/(kg·°C))		
-268	0.5	27	448
-263	1.2	77	469
-258	2.51	127	490
-253	4.5	227	532
-248	7.9	327	574
-243	13	427	620
-238	20.6	527	680
-233	29.7	577	720
-228	41	627	772
-223	53.9	677	846
-213	85.2	727	975
-203	120	747	1070
-193	155	769	1500
-183	187	787	922
-173	216	807	867
-153	267	827	831
-133	308	911	741
-113	340	911	607
-93	364	927	609
-73	384	1027	624
-73	403	1127	639
-33	417	1227	654
-13	427	1327	669
7	438	1392	679
		1392	739
		1427	742

$\alpha$

---

$\gamma$

---

$\delta$

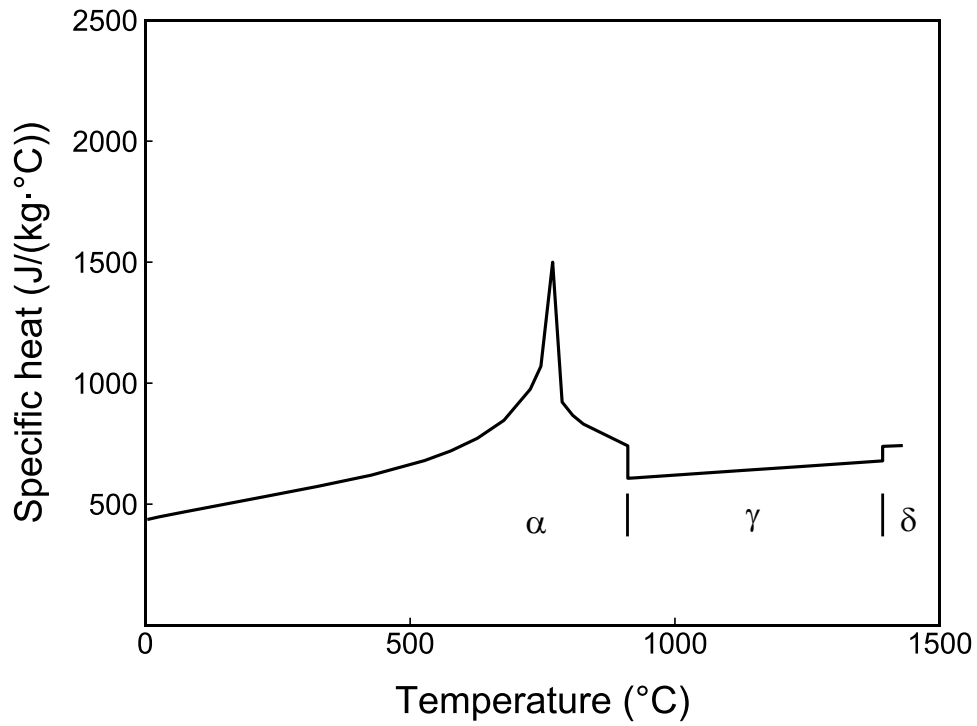


Fig. 4-20 Temperature dependence of specific heat in pure iron.<sup>6)</sup>

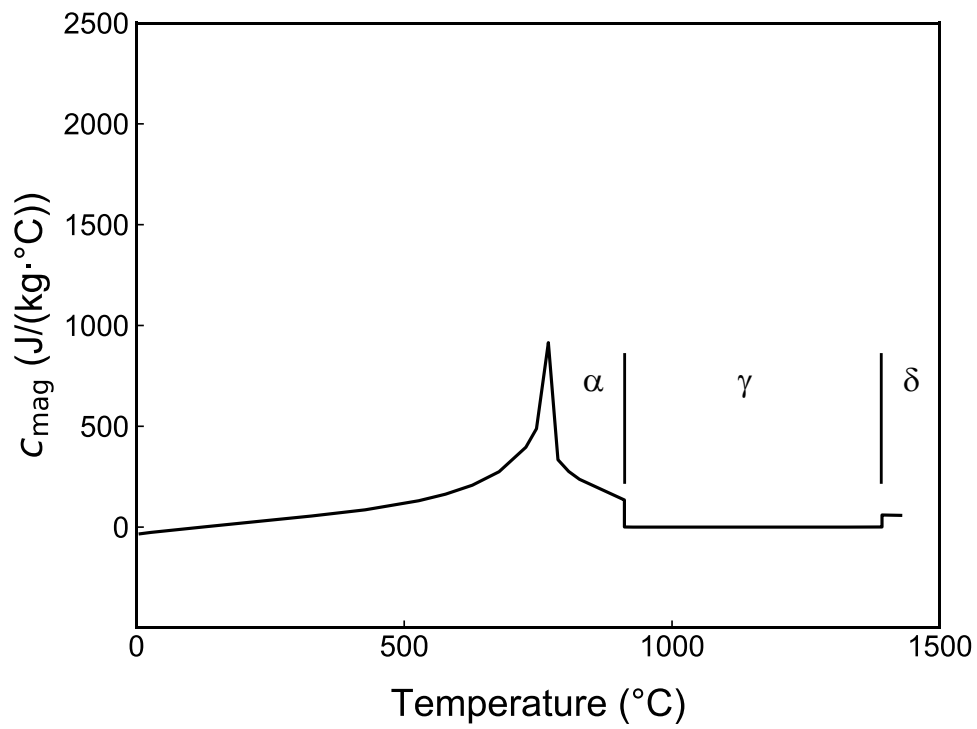


Fig. 4-21 Contribution of magnetism in the specific heat of pure iron.

#### 4.4.3.2 比熱に対する昇温速度の影響

4.4.3.1 で述べた純鉄の比熱の議論を発展させて、SUJ2 鋼の比熱に対する昇温速度の影響を考察する。ただし、フェライトは強磁性の状態ではなく、常磁性の状態である場合を考える。フェライトが強磁性の状態に対しては、4.4.3.1 で述べた磁気起因する比熱  $c_{\text{mag}}$  をさらに足すだけでよい。

Fe-C 系状態図を Fig. 4-12 に示したが、球状化焼なましを施した SUJ2 鋼ではマトリクス中のフェライトの他に多量の炭化物が存在するために、温度  $T_{A1}$  以上において炭化物からの炭素がマトリクス中に溶け込むことでオーステナイト化が開始する。昇温の進行に伴って炭化物の溶解が加速され、マトリクス中に溶け込んでいる炭素量が急激に増加し、これによりマトリクス中のオーステナイトの質量比率  $F_{\gamma}$  も増加する。Fig. 4-22 には温度が  $T_{A1}$  に達してからの時間  $t$  (s) に対する  $F_{\gamma}$  の増加の様子を模式的に描いた。

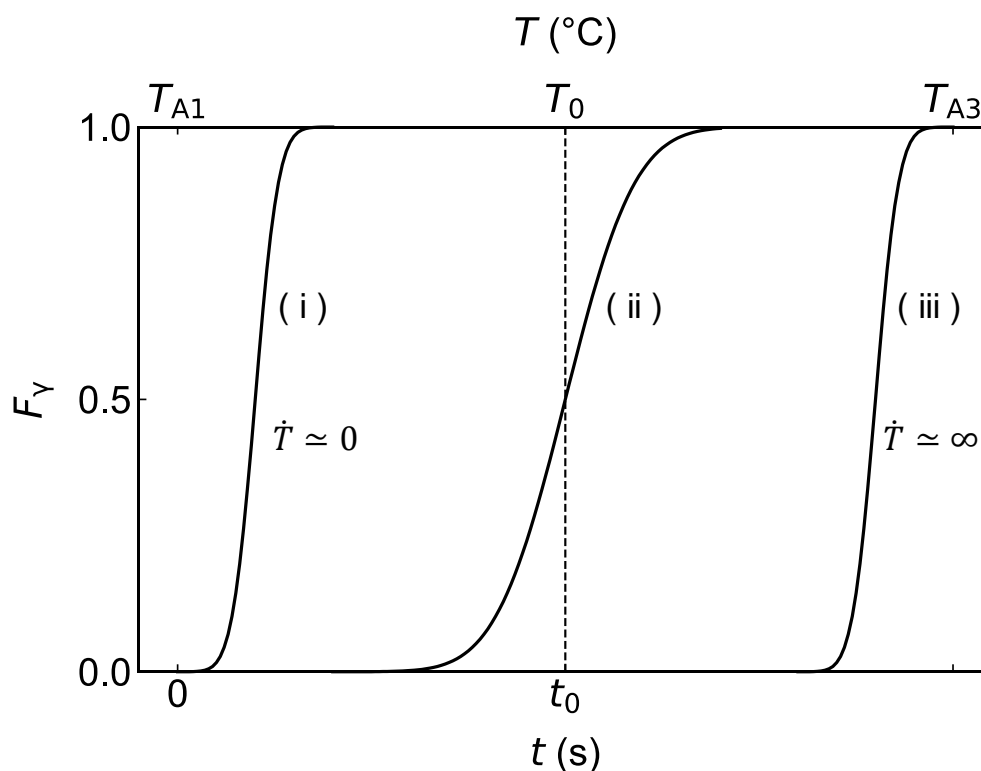


Fig. 4-22 Influence of heating rate on the shift of austenite transformation temperature.

Table 1-3 に示した SUJ2 鋼の組成において、炭素量は 1.02 mass% の過共析である。したがって、 $T_{A1}$  以上の温度での平衡状態においてはオーステナイト単相もしくはオーステナイトと炭化物の 2 相状態となり、フェライトは存在できない。これにより、ほぼ平衡状態が保たれるほどに  $\dot{T}$  が十分に小さい場合においては、 $T_{A1}$  の直上の温度でオーステナイト化が完了するために、Fig. 4-22 で  $F_\gamma$  は曲線(i)のようになる。逆に、 $\dot{T}$  が十分に大きい場合においては曲線(iii)のようになり、温度  $T_{A1}$  でオーステナイト化が開始するが、マトリクス中の炭素の溶解込みが追いつかないために実質的に変態は進行せず、温度  $T_{A3}$  付近になると  $A_3$  線の炭素量が 0 に近いために  $F_\gamma$  が増加するようになり、温度  $T_{A3}$  では必ず  $F_\gamma=1$  に至り、これは純鉄の場合に似る。それらの中間の  $\dot{T}$  の場合では曲線(ii)のようになり、 $F_\gamma=0.5$  となる時間を  $F_\gamma$  の曲線が立ち上がる時間  $t_0$  (s) とみなすと、 $t_0$  は  $\dot{T}$  に影響され、 $\dot{T}$  が小さいと  $t_0$  が小さくなるために曲線が立ち上がる温度は低くなり、逆に  $\dot{T}$  が大きいと高くなる。つまり、マトリクス中に溶解込んでいる炭素量とその温度での  $A_3$  線の炭素量の兼ね合いで決まり、これらは  $\dot{T}$  に依存する。

以下では、一定の昇温速度  $\dot{T}$  のオーステナイト化の場合における比熱の温度依存性を導出する。Fig. 4-22 に示した  $F_\gamma$  の時間に対する依存性が、 $k$  ( $s^{-1}$ )、 $t_0$  (s) を定数として誤差関数により

$$F_\gamma = \frac{1}{2} \{ \text{erf} (k(t-t_0)) + 1 \} \quad (4.23)$$

の関数形で表現されるモデルを考える。具体的には Fig. 4-23 に示すように、 $t=t_0$  において  $F_\gamma=0.5$  となるが、 $|k(t-t_0)| \gg 1$  においては急激に 0 もしくは 1 に漸近する。なお、温度が  $T_{A1}$  となったときを時刻  $t=0$  と定めたために、 $T$  と  $t$  の間の関係は

$$T = \dot{T}t + T_{A1} \quad (4.24)$$

である。



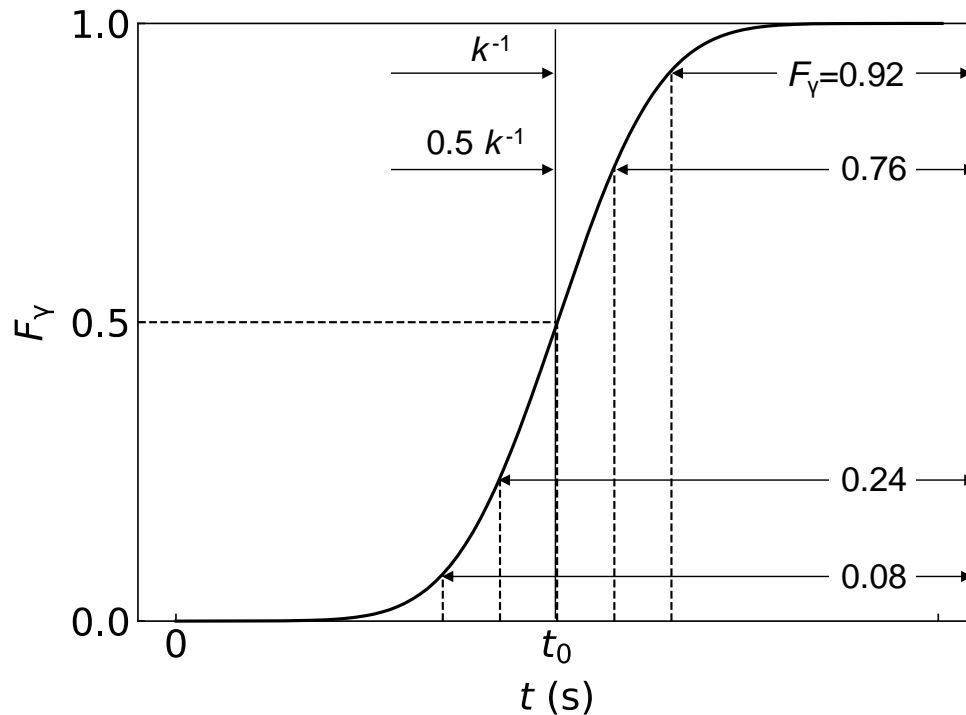


Fig. 4-23 Time dependency of  $F_\gamma$ .

1 kg の SUJ2 鋼におけるマトリックスの質量を  $\bar{m}$  (kg) とすると、炭化物の質量は  $1-\bar{m}$  である。前者のマトリックスに関して、常磁性のフェライトとオーステナイトの場合の単位質量あたりのエンタルピーを  $\bar{H}_\alpha^*$  (J/kg),  $\bar{H}_\gamma$  (J/kg) とする。常磁性のフェライトからオーステナイトへの変態潜熱が  $T$  によらず  $\Delta\bar{H}_{\alpha\gamma}$  (J) で一定であると仮定して、

$$\Delta\bar{H}_{\alpha\gamma} = \bar{H}_\gamma - \bar{H}_\alpha^* \quad (4.25)$$

であるとする。

一方、後者の炭化物に関して、単位質量あたりのエンタルピーが  $a'$  (J/kg),  $b'$  (J/(kg·°C)),  $c'$  (J/(kg·°C<sup>2</sup>)) を定数として

$$\bar{H}_\theta = a' + b'T + c'T^2 \quad (4.26)$$

のように  $T$  に関する 2 次式で与えられると仮定すると、比熱は

$$c_\theta = \frac{\partial \bar{H}_\theta}{\partial T} = b' + 2c'T \quad (4.27)$$

で与えられる。

オーステナイトの質量比率が  $F_\gamma$  であれば、マトリックスのエンタルピーと炭化物のエンタルピーの和を取って、この SUJ2 鋼の全体のエンタルピーは

$$H^* = \bar{m} \left\{ (1 - F_\gamma) \bar{H}_\alpha^* + F_\gamma \Delta \bar{H}_\gamma \right\} + (1 - \bar{m}) \bar{H}_\theta$$

となり、式(4.25)を代入して  $\bar{H}_\alpha^*$  を消去すると、

$$H^* = \left\{ \bar{m} \bar{H}_\gamma + (1 - \bar{m}) \bar{H}_\theta \right\} + (F_\gamma - 1) \bar{m} \Delta \bar{H}_{\alpha\gamma}$$

となる。したがって、溶解による炭化物の質量変化を無視して  $\bar{m}$  が定数であるとみなすと、

$H^*$  を  $T$  で微分して比熱  $c_p^*$  (J/(kg·°C)) は

$$c_p^* = \frac{\partial H^*}{\partial T} = \frac{d}{dT} \left\{ \bar{m} \bar{H}_\gamma + (1 - \bar{m}) \bar{H}_\theta \right\} + \bar{m} \Delta \bar{H}_{\alpha\gamma} \frac{d(F_\gamma - 1)}{dT} \quad (4.28)$$

であるが、式(4.24)より  $dT/dt = \dot{T}$  であるために第2項が

$$c_p^* = \frac{d}{dT} \left\{ \bar{m} \bar{H}_\gamma + (1 - \bar{m}) \bar{H}_\theta \right\} + \frac{\bar{m} \Delta \bar{H}_{\alpha\gamma}}{\dot{T}} \frac{dF_\gamma}{dt}$$

のように書かれ、第1項においては式(4.19)と式(4.26)を微分し、第2項においては式(4.23)

より  $dF_\gamma/dt$  を計算して、

$$c_p^* = \left[ \bar{m} b + (1 - \bar{m}) b' + 2 \{ \bar{m} c + (1 - \bar{m}) c' \} T \right] + \frac{\bar{m} \Delta \bar{H}_{\alpha\gamma}}{\dot{T}} \frac{k}{\sqrt{\pi}} e^{-k^2(t-t_0)^2}$$

となる。最後に、式(4.24)を代入して  $c_p^*$  を  $T$  のみで表すと、時刻  $t_0$  での温度を  $T_0$  (°C) として  $\dot{T} = (T_0 - T_{A1})/t_0$  となることに注意して、

$$c_p^* = \left[ \bar{m} b + (1 - \bar{m}) b' + 2 \{ \bar{m} c + (1 - \bar{m}) c' \} T \right] + \frac{k t_0 \bar{m} \Delta \bar{H}_{\alpha\gamma}}{\sqrt{\pi} (T_0 - T_{A1})} e^{-\left( \frac{k t_0}{T_0 - T_{A1}} \right)^2 (T - T_0)^2} \quad (4.29)$$

である。したがって、磁気に起因する成分を取り除いた比熱  $c_p^*$  は本節のモデルにおいて  $T$  に関する1次式と Gauss 関数の和として表わされる。この式においてオーステナイト化が起こるみかけの変態温度はピークの温度  $T_0$  であると認識されるが、これは  $F_\gamma = 0.5$  となる温度であるために、Fig. 4-22 に示したように  $\dot{T}$  に応じてシフトする。

式(4.29)の第2項は  $k$ ,  $T_0$ ,  $t_0$  を含むために昇温速度に依存する。これに対して、第1項は昇温速度に依存しない。その理由は式(4.28)より理解することができる。第1項はオーステナイトと炭化物の混合物が単に加熱されるとした場合の比熱を意味する。したがって、昇温速度に依存せず、一定としなければならない。一方、第2項はフェライトの一部がオーステナイトへ変態した際の変態潜熱による比熱への寄与である。昇温速度が変態における  $F_\gamma$  に影響することは Fig. 4-22 の箇所で述べた。

しかし、第 2 項の積分値は昇温速度に影響されない。実際、式(4.29)において  $c_p^*$  をオーステナイト化が開始する温度  $T_{A1}$  から完了している温度  $T_{A3}$  まで積分すると、両方の状態の間のエンタルピー差が求まる。エンタルピーは熱力学的状態量であるために、エンタルピー差は途中の履歴によらず同じ値でなければならない。一方、この式の右辺第 1 項の積分値は  $T_{A1}$  と  $T_{A3}$  だけで決まる。したがって、式(4.29)の右辺第 2 項の Gauss 関数の積分値は常に同じ値となるからである。具体的に式(4.28)における右辺第 2 項を積分すると、 $F_\gamma(T_{A1})=0$  と  $F_\gamma(T_{A3})=1$  であることに注意して

$$\int_{T_{A1}}^{T_{A3}} \bar{m} \Delta \bar{H}_{\alpha\gamma} \frac{d(F_\gamma - 1)}{dT} dT = \bar{m} \Delta \bar{H}_{\alpha\gamma} (F_\gamma(T_{A3}) - F_\gamma(T_{A1})) = \bar{m} \Delta \bar{H}_{\alpha\gamma} \quad (4.30)$$

となり、積分値は 1 kg の SUJ2 鋼のオーステナイト化におけるマトリクスの変態潜熱の意味を持つ。このため、Gauss 関数を  $T$  の関数としてグラフに描いた場合、 $k$ ,  $T_0$ ,  $t_0$  を変えることにより様々な形となるが、Gauss 関数と横軸で囲まれる面積が等しくなければならず、Gauss 関数の半価幅と最大値の積は同じであるという条件が課される。この条件を満足させるため、Fig. 4-15 のシミュレーションにおいてオーステナイト化に関連する比熱の成分  $c_1$  の半価幅と最大値を変えずに単に高温側にピークをシフトさせた。

#### 4.5 本章のまとめ

SUJ2 鋼のオーステナイト化に対して IH 加熱を利用する技術開発のため、ツールとしての連成有限要素法シミュレーションの適用可能性を検討した。オーステナイト化における被加熱物の均熱と保持時間の一様性が重要であり、その前段階での昇温過程を調べた。薄肉リングと厚肉リングにおける加熱挙動の違いを特徴づけ、シミュレーション結果と試験結果とを比較することで実現象に対する確度を検証した。

(1) 本研究での IH 加熱の条件において、肉厚が 3.3 mm の薄肉リングでは外径と内径に温度差が生じないが、6.5 mm の厚肉リングでは表面層からの熱が伝わることによる内径の温度上昇の時間遅れが生じた。この差は主にリングの肉厚と磁束の浸透深さの兼ね合いで決まり、高周波電源の周波数と電流値に影響される。

(2) 測定された  $B-H$  特性, 電気抵抗率, 熱伝導率と比熱の温度依存性を用いたシミュレーションは実現象に対して十分な確度を持つ. ただし, リング全体がほぼキュリー温度以上の高温に至った状態ではシミュレーションと実現象の間の偏差が大きくなった. IH 加熱の速い昇温速度が影響し, フェライトからオーステナイトへの変態に対してみかけの変態温度が上昇したことによる. 比熱に関する補正を行うことで確度を改善することができた.

## 第5章 結論

転がり軸受の製造で用いられる SUJ2 鋼において、熱処理プロセスで加熱は雰囲気を管理した加熱炉の中で一般的に行われるが、省エネルギー化や低環境負荷などの点から大気中での IH 加熱を採用するプロセスを本論文においては検討した。SUJ2 鋼製の軌道輪に対して優れた機械的特性が得られる全体焼入れ技術を IH 加熱において確立することを目的とする。

第 1 章においては、IH 加熱による SUJ2 鋼のオーステナイト化で検討すべき課題を概観した。球状化焼なましを施された鋼材からの成形体がオーステナイト化の出発の状態であり、これを所望の温度と時間でオーステナイト化することでマトリクス中の炭素量を調整する。IH 加熱では軸受 1 個あたりの熱処理の時間を短くする必要がある。これにより加熱の温度が炉加熱の場合の 830~860°C より高く設定される前提となり、本研究では 900°C 以上とした。そのような高温短時間の条件ではオーステナイト化の初期よりマトリクスはフェライトではなくオーステナイトの状態であり、焼入れ焼もどし後の微細組織や機械的特性を系統的に調査した事例は少ない。このため、本研究での 1 つ目の検討課題とした。

次に、IH 加熱による焼入れは、渦電流が被加熱物の表面のみに流れるという特性上から通常では表面焼入れや部分焼入れの用途に使われるが、全体焼入れに使われることは少ない。被加熱物のオーステナイト化における均熱性と保持時間の一様性を達成する技術の確立に対しては開発期間とコストの点から困難が伴うからである。実験的な試行錯誤により経験的に最適化することに代えて、シミュレーションによりこれを行うことができれば、装置面と制御面から全体焼入れが可能となる技術を実際に提案することが可能となる。このためにはシミュレーションが実現象に対して十分な確度を持つことを保証することが必要であり、本研究での 2 つ目の検討課題とした。

第 2 章においては、鋼の焼入れに対して重要な因子であるマトリクス中の炭素量について述べた。球状化焼なましを施した SUJ2 鋼に対しては、通常では炭化物が約 6~8 vol% だけ残るように調整した後に焼入れる。これにはまずオーステナイト化温度が炭化物の溶解の速さに及ぼす影響を知ることが必要である。リング形状の試験片において焼入れ焼もどし後の断面を観察し、像中での炭化物の面積率より残留炭化物量  $X$  (vol%) を評価した。

オーステナイト化前において  $X$  は 20 vol% であった。ところが、極く短時間の間に  $X$  は 15 vol% 程度にまで減少した。これは粒界上にある炭化物が粒界拡散により急速に溶解する

ことで消失したためであると考えられる。その後の  $X$  のオーステナイト化時間  $t$  (s) に対する依存性の実験式は Kolmogorov- Johnson-Mehl-Avrami の式

$$X = 16.6 \exp(-(Kt)^n), n = 0.483$$

でよく表され、速度定数  $K$  ( $s^{-1}$ ) が Arrhenius 型で温度  $T$  ( $^{\circ}C$ ) に対する依存性を反映するとして、

$$K = 4.12 \times 10^{13} \exp\left(-\frac{3.52 \times 10^5}{R(T + 273)}\right)$$

となった。つまり、時間が短い間はその平方根に線形に依存して  $X$  は減少するが、さらにオーステナイト化が長くなるとこの関係から外れ、炭化物の溶解は緩やかになった。この挙動は炭化物とマトリクスの界面における局所平衡に律速された体拡散によるクロムの溶け込みとその後起こるクロムの拡散層の衝突による干渉で説明された。

次に、炭化物のマトリクス中への溶解の速さに対するオーステナイト化前に施された塑性変形の影響について調べた。球状化焼なましを施した SUJ2 鋼を軌道輪に成形する工程においては切削加工以外に冷間加工を併用することがしばしばあるが、この場合において  $830 \sim 860^{\circ}C$  でオーステナイト化を施すと冷間加工しない場合に比べて炭化物の溶解が加速されることが知られている。鍛造の圧下率を 0%, 20%, 40% に変えた試験片に対して  $920^{\circ}C$  でオーステナイト化を施すと、 $X$  のオーステナイト化時間依存性は圧下率が大きくなるにともなって溶解が加速される側にシフトする傾向がみられた。鍛造を施した場合に溶解が速くなることには塑性変形からの回復時におけるマトリクスの微細化が影響し、粒界上の炭化物の割合が増え、オーステナイト化の初期に粒界拡散により溶解するためである。マトリクスの粒度と炭化物の粒度分布から粒界上にある炭化物の割合を推定すると、オーステナイト化の時間依存性に対する圧下率の影響は定量的にほぼ説明された。

第3章においては、機械的特性に及ぼす焼入れ条件の影響について述べた。機械的特性は焼入れ後の微細組織により決定される。金属組織学的には残留炭化物量とオーステナイト化温度を焼入れ組織の支配的因子と見なしてよいため、それらをパラメータとして金属学的組織と機械的特性の関係の評価した。第2章で述べたように、オーステナイト化温度と時間を変えた試験片において、オーステナイト化温度が高く残留炭化物量が少ないほど、硬くなるが残留オーステナイト量が多くなる傾向があり、これが機械的特性に大きく影響すると推定される。一方、旧オーステナイト結晶粒度とマルテンサイトブロックサイズによる影響は小さいと判断され、結果の理解においてこれらを考慮から外した。評価

した機械的特性は寸法安定性、静的負荷能力、耐摩耗性、耐表面損傷性、せん断疲労強度、転動疲労寿命である。炉加熱による方式で作製した試験片をベンチマークとし、これに対してすべての機械的特性において同等以上の特性となる条件は、オーステナイト化温度が900°Cのときに残留炭化物量8, 10 vol%の場合と、オーステナイト化温度が950°Cのときに残留炭化物量が8, 12 vol%の場合であった。

寸法安定性に対しては残留オーステナイト量が主な支配的因子である。静的負荷能力に対してはマルテンサイト量が主な支配的因子である。そして、残留炭化物には焼入れの際にマトリクス中に溶け込んでいる炭素量を調整する役目があり、焼入れ焼もどし後の組織における残留オーステナイトとマルテンサイトを通して間接的に耐摩耗性、耐表面損傷性、せん断疲労強度、転動疲労寿命などの機械的特性に影響していると考えられる。

第4章においては、連成有限要素法によるオーステナイト化の昇温過程のシミュレーションについて述べた。第3章で見出したオーステナイト化条件を実現する技術開発にシミュレーションをツールとして適用できれば、開発期間とコストを大幅に削減できる。そのためにはシミュレーション結果が実現象に対して十分な確度を持つことが必要であり、シミュレーションに用いる物性値に注目して、実現象に対する確度を検証した。鋼の *B-H* 特性の温度依存性に関して温度のみに依存するパラメータを導入することで、温度が低い強磁性の状態でのシミュレーション結果と試験結果はよく一致することを確認した。しかしながら、ほぼキュリー温度以上の高温になった状態ではシミュレーションと実現象の間の偏差が大きくなった。IH加熱の速い昇温速度が影響し、フェライトからオーステナイトへの変態に対してみかけの変態温度が上昇したことが原因として考えられた。これに対して、比熱を補正することで確度を改善することができた。

第5章においては本論文を総括した。IH加熱による高温短時間のオーステナイト化の条件でも時間と温度を適切に設定することで、焼入れ焼もどし後に炉加熱の場合と同等もしくはそれ以上の機械的特性となることが確認された。そのオーステナイト化条件を実現するための技術開発に対して電磁界解析と伝熱解析を連成させた有限要素法シミュレーションは十分な確度を持ち、開発ツールとしての有用性が確認された。

## 参考文献

### 第 1 章

- 1) F.Hengerer: Ball Bearing J., **231**(1987), 2.
- 2) E.N.Bamberger: Effect of materials - metallurgy viewpoint; Interdisciplinary approach to the lubrication of concentrated contacts, edited by P.M.Ku, NASA, Washington, (1970), 409 [number SP-237 in NASA].
- 3) H.K.D.H.Bhadeshia: Prog. Mater. Sci., **57**(2012), 268.
- 4) J.V.Lyons and M.J.Hudson: Machining properties of high-carbon chromium bearing steels; Technical Report Speical Report 94, Iron and Steel Institute, London, (1967).
- 5) W.Li, Y.Wang and X.Z.Yang: Tribol. Lett., **18**(2005), 353.
- 6) A.Hultgren and K.Kuo: Mem. Sci. Rev. Met., **50** (1953), 847.
- 7) 高三盛, 佐久間健人, 西沢泰二: 日本金属学会誌, **40**(1976), 593.
- 8) 本庄稔, 木村達己, 長谷和邦: 鉄と鋼, **101**(2015), 221.
- 9) NPL. MTDATA. Software, National Physical Laboratory, Teddington, (2006).
- 10) 日本鉄鋼協会編: 鋼の熱処理, 丸善, 東京, (1957), 394.
- 11) 田丸莞爾, 関戸信吉: 金属の研究, **11**(1930), 595.
- 12) G.Krauss: Mater. Sci. Eng., **A273-275**(1999), 40.
- 13) 上野学, 三橋鉄太郎, 中野泰: 鉄と鋼, **41**(1955), 1102.
- 14) 仕幸三郎, 岡本一生, 渡辺 章三: 鉄と鋼, **54**(1968), 1353.
- 15) 門間改三, 丸田良平, 山本俊郎, 脇門恵洋: 日本金属学会誌, **32**(1968), 1198.
- 16) 門間改三, 須藤一, 中野謙一: 日本金属学会誌, **31**(1967), 1266.
- 17) A.Palmgren: Ball Bearing J., **3**(1937), 34.
- 18) NTN: ベアリングの健康管理(CAT.No.3017- II/J), 8, 10, 12, 13.
- 19) K.L.Johnson: Contact mechanics, Cambridge University Press , Cambridge, (1985).
- 20) N.A.Branch, N.K.Arakere, V.Svensdsen and N.H.Forster: J. ASTM Int., **7**(2010), 1.
- 21) A.Palmgren: Kullagerteknikens grunder, Nordiska bokhandeln, Stockholm, (1943), 62.
- 22) 長谷川直也, 藤田工, 内舘道正, 阿保政義: トライボロジスト, **63**(2018), 35.
- 23) 木村好次: 機械の研究, **63**(2011), 215.
- 24) 山本雄二, 兼田楨宏: トライボロジー, 理工学社, 東京, (2007), 188.



- 25) 川嶋一博, 三阪佳孝, 清澤裕, 生田文昭: 精密工学会誌, **78**(2012), 385.
- 26) 堀野孝: 高周波焼入れシミュレーションによる熱処理変形と残留応力の予測技術に関する研究, 博士学位論文, 茨城大学, (2015).
- 27) 矢川元基: 流れと熱伝導の有限要素法入門, 培風館, 東京, (1983), 103.
- 28) 中田高義, 高橋則雄: 電気工学の有限要素法, 森北出版, 東京, (2010).
- 29) 高橋則雄: 三次元有限要素法－磁界解析技術の基礎, オーム社, 東京, (2006).

## 第2章

- 1) J.Beswick: Metall. Trans., **15A**(1984), 299.
- 2) 三谷智明: 分析化学, **57**(2008), 859.
- 3) 森戸茂一: スマートプロセス学会誌, **2**(2013), 110.
- 4) 牧正志: まてりあ, **54**(2015), 626.
- 5) 内藤逸策: 日本金属学会誌, **5**(1941), 25.
- 6) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, 東京, (1993), 22.
- 7) 田丸莞爾, 関戸信吉: 金属の研究, **11** (1930), 595.
- 8) 梅本実: ふえらむ, **2**(1997), 731.
- 9) J. H. Hensler: J. Inst. Metals, **96**(1968), 190.
- 10) S.A.Herres and C.H.Lorig: Trans. ASM, **40**(1948), 775.
- 11) G.Krauss: Mater. Sci. Eng., **A273–275**(1999), 40.
- 12) D.Umbrello, A.D.Jayal, S.Caruso, O.W.Dillon and I.S.Jawahir: Machining Sci. Technol., **14**(2010), 128.
- 13) 広田忠雄, 清水健一: 不二越技報, **43**(1987), 43.
- 14) 井上毅: 鉄と鋼, **66**(1980), 1532.
- 15) 足立彰: 精密機械, **46**(1980), 1242.
- 16) M.J.Neale: The tribology handbook, Butterworth, London, (1973).
- 17) J. Burke: The kinetics of phase transformations in metals, Pergamon Press, New York, (1965), 46.
- 18) F.Peilloud and G.Dudragne: Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie, **81**(1984), 135.
- 19) 藤田工, 鈴木伸幸: NTN Tech. Rev., **80**(2012), 23.

- 20) 小岩昌宏：日本金属学会報, **25**(1986), 640.
- 21) 大村博彦, 古沢浩一, 田中英紳：日本金属学会誌, **36**(1972), 1151.
- 22) D.V.Wilson: Trans. ASM, **47**(1955), 321.
- 23) 井上明久, 小倉次夫, 増本健：日本金属学会報, **13**(1974), 653.
- 24) M.Hillert, K.Nilsson and L.-E.Torndahl: J. Iron Steel Inst., **209**(1971), 49.
- 25) J.M.Beswick: Metall. Trans., **18A**(1987), 1897.
- 26) 瀬戸浩蔵：鉄と鋼, **46**(1960), 976.
- 27) 及川洪：鉄と鋼, **68**(1982), 1489.
- 28) 飯島嘉明, 新田広行, 仲村龍介, 高澤孝一, 井上明子, 竹本繁, 山崎仁丈：日本金属学会誌, **69**(2005), 321.
- 29) D.W.James and G.M.Leak: Phil. Mag., **12**(1965), 491.

### 第3章

- 1) T. Hiromasa, K. Maeda and H. Nakashima: Proc. Joint Int. Conf. Adv. Sci. Technol., (1998), 20.
- 2) G.Lundberg and A.Palmgren: Acta Polytech. Mech. Eng. Ser., **1-3**(1947), 5.
- 3) 松原幸生, 坂中則暁, 森本洋生：トライボロジスト, **58**(2013), 325.
- 4) K.L.Johnson: Contact mechanics, Cambridge University Press, Cambridge, (1985).
- 5) Tedric A.Harris: Rolling bearing analysis, 4th ed., John Wiley & Sons, New York, (2001), 824.
- 6) P.Eschmann, L.Hasbargen and K.Weigand: Ball and roller bearings : their theory, design and application, K. G. Heyden, London, (1958) .
- 7) 藤田工：NTN Tech. Rev., **84**(2016), 74.
- 8) 清水茂夫：機械系のための信頼性設計入門, 数理工学社, 東京, (2006), 36.
- 9) 転がり軸受総合カタログ 2202-XII/J, NTN, 大阪, (2015), B-10.
- 10) A.Palmgren: Ball and roller bearing engineering, SKF Industries Inc., Philadelphia, (1959), 88.
- 11) 門間改三：鉄鋼材料学, 実教出版, 東京, (1982), 170.
- 12) 福本功, 平敷兼貴, 江田弘, 貴志浩三, 長谷川嘉雄：精密機械, **51**(1985), 1953.
- 13) A.R.Marder and G.Krauss: Trans. ASM, **60**(1967), 651.
- 14) 足立彰：精密機械, **46**(1980), 1242.
- 15) 後藤真宏, 山本隆栄, 西谷弘信, 酒井達雄, 皮籠石紀雄：材料, **49**(2000), 786.
- 16) 村上敬宜：金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, 東京, (2004), 222.

- 17) 阿部孝行, 金澤健二: ばね論文集, **39**(1994), 17.
- 18) 山辺潤一郎, 松井利治: 材料, **56**(2007), 236.
- 19) 矢島悦次郎, 宮崎亨, 杉山俊彦, 寺島博夫: 日本金属学会誌, **36**(1972), 711.
- 20) 上野学, 三橋鉄太郎, 中野泰: 鉄と鋼, **41**(1955), 1102.
- 21) 仕幸三郎, 岡本一生, 渡辺章三: 鉄と鋼, **54**(1968), 1353.
- 22) 門間改三, 丸田良平, 山本俊郎, 脇門恵洋: 日本金属学会誌, **32**(1968), 1198.

#### 第4章

- 1) アグネ技術センター: 金属, **74**(2014), 122.
- 2) 田島守: 鉄と鋼, **84**(1998), 547.
- 3) 梅本実, 土谷浩一: 鉄と鋼, **88**(2002), 117.
- 4) 卯本重郎: 電磁気学, 昭晃堂, 東京, (1997), 325.
- 5) 藤田工, 鈴木伸幸: NTN Tech. Rev., **80**(2012), 23.
- 6) G. K. White and M. L. Minges: International Journal of Thermophysics, **18**(1997), 1269.

## 謝辞

本論文をまとめるにあたり，多大なるご指導，ご鞭撻を賜りました三重大学大学院工学研究科 教授 高橋裕先生に心より御礼申し上げます。また，副査としてご指導を賜りました三重大学大学院工学研究科 教授 鈴木泰之先生，同研究科 教授 小竹茂夫先生，同研究科 教授 稲葉忠司先生に厚く御礼申し上げます。

本研究にご指導を頂くとともに，各種の便宜をはかっていただいた NTN 株式会社先端技術研究所 前所長 古林卓嗣博士，田中広政所長，前田喜久男博士，三上英信主査，大木力博士に厚く御礼申し上げます。