

## 論 文

## 誘導加熱焼もどしたばね鋼の組織の特徴

川 崎 一 博\*・千 葉 貴 世\*・山 崎 隆 雄\*<sup>2</sup>

## Characteristics of Micro-structure of Induction Heating Tempered Spring Steel

Kazuhiro KAWASAKI, Takayo CHIBA and Takao YAMAZAKI

## Synopsis :

It was clearly shown in the previous paper that Induction Heating Tempering (IHT) showed an independent effect on strengthening and toughening of Si-Cr spring steel (SUP12) apart from the effect of grain refining by Induction Heating austenitizing and Quenching (IHQ).

So, in order to clarify the cause of the effect of IHT on strengthening and toughening the micro-structure of IHT and Furnace Heating Tempered (FHT) materials was investigated. The results are as follows :

(1) The amount of grain boundary precipitation of carbide in IHT material is slightly less than that in FHT material. And in the case of comparatively higher hardness material such as HRC=53, carbide particle in IHT material is smaller than that in FHT material.

(2) These characteristics of micro-structure coincided with consideration about the mechanical properties, the nucleation and growth process of austenite from tempered structure, and the calculation results about carbide precipitation.

(3) Retained austenite in IHT material is also effective for strengthening and toughening, but the effect is less than that of carbide precipitation.

**Key words :** induction heating ; furnace heating ; spring steel ; temper ; micro-structure ; carbide particle ; carbide precipitation ; retained austenite.

## 1. 結 言

今までの一連の報告の第1報<sup>1)</sup>では、誘導加熱 (IH) 焼入れ焼もどし (II) 材が一般的な炉加熱 (FH) 焼入れ焼もどし (FF) 材に比べてより優れた強靱性を示すことを明らかにした。そして、第2報<sup>2)</sup>では、急速、短時間加熱を特徴とする IH オーステナイト ( $\gamma$ ) 化焼入れ (IHQ) が旧  $\gamma$  結晶粒 (結晶粒と略す) の微細化とそれに伴う強靱化に役立つことを示し、前の第3報<sup>3)</sup>では、IH 焼もどし (IHT) が、IHQ の効果と切り離して単独でも優れた強靱化効果を示すことを明らかにした。

本研究では、IHT が優れた強靱化効果を示す理由を明らかにするために、ばね用 Si-Cr 鋼 (SUP12) を供試鋼として、主に炭化物の析出状態に着目し、同程度の硬さの II 材と IH 焼入れ FH 焼もどし (IF : IHQFHT) 材の微視組織の観察、電解腐食法により抽出した炭化物の観察、および II 材と IF 材からの逆変態  $\gamma$  の核生成

場所の観察を行った。また、残留  $\gamma$  の強靱化効果も検討した。さらに、得られた結果をもとに、前報<sup>3)</sup>で示した種々の機械的性質に関する実験結果について考察した。

## 2. 実 験 方 法

## 2.1 供試材および熱処理

供試鋼には、第1報<sup>1)</sup>で示した2種類の SUP12 のうちの A 鋼 [C : 0.58, Si : 1.38, Cr : 0.63 (wt%)] を用い、供試材は前報<sup>3)</sup>と同じ方法で作製した。すなわち、連続 IH 熱処理装置を用いて  $\gamma$  化焼入れした IHQ 材 (加熱速度 200 K/s, 加熱温度 1273 K, 総加熱時間 20 s, 平均結晶粒径  $d=12 \mu\text{m}$ , 粒度 No. 10) を共通の焼入材として、定置式の実験用 IH 装置を用いた IHT (加熱速度 100 K/s, 加熱温度 723~923 K, 総加熱時間 10 s), あるいは電気炉を用いた FHT (1 K/s, 643~773 K, 3600 s) を加え、供試材とした。

また、逆変態  $\gamma$  の核生成場所に関する実験では、まず、

昭和 60 年 10 月 本会講演大会にて発表 昭和 61 年 8 月 1 日 受付 (Received Aug. 1, 1986)

\* 高周波熱錬(株)技術部 (Technical Dept., Neturen Co., Ltd., 5893 Tamura Hiratsuka 254)

\*2 高周波熱錬(株)特線部 (Spring Wire Dept., Neturen Co., Ltd.)

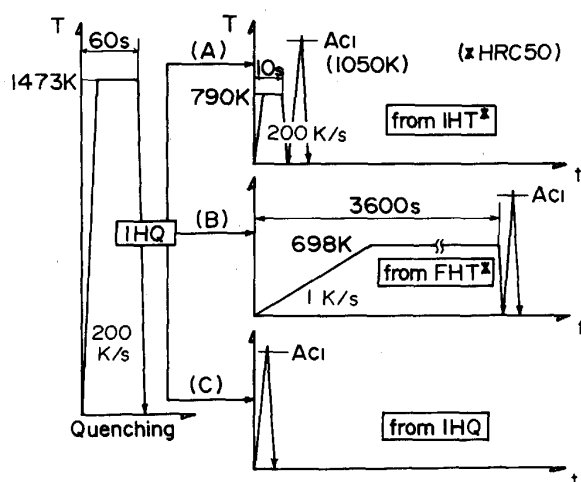


Fig. 1. Schematic figure of heating-cycle concerning to nucleation and growth process of austenite ( $\gamma$ ).

同じA鋼の素材を，電気炉を用いて，加熱温度 1473 K，総加熱時間 3600 s で焼鈍した後試験片形状に加工した。そのあと，変態点測定装置を用いて，Fig. 1 に示すように，核生成場所の区別を容易にするために 1473 K で $\gamma$ 化し，粗粒化した焼入材 ( $d=195 \mu\text{m}$ ) を作製し，続いて，前報<sup>3)</sup>と同じ条件で，ともに HRC=50 級に，IHT して II 材を作製し，FHT して IF 材を作製した。そして，II 材と IF 材，および同じ条件で $\gamma$ 化焼入れした IHQ 材を， $A_{c1}$  変態点直上の 1050 K まで 200 K/s で急速加熱し，保持時間 0 s で急冷した場合の $\gamma$ の核生成場所を観察した。

## 2.2 試験方法

本実験では，光学顕微鏡を用いた組織観察（腐食液：赤血塩のアルカリ溶液），ロックウェル硬さ測定，残留 $\gamma$ 量測定，走査型電子顕微鏡（SEM）を用いた表面観察，常温（293 K）でのシャルピー衝撃試験，さらに，透過型電子顕微鏡を用いた組織観察（薄膜法），オージェ電子分光分析装置を用いた結晶粒界表面の極微小分析，析出粒子のX線回折，および遠心沈降法による析出粒子の粒径分布測定を行った。

## 3. 実験結果と考察

### 3.1 II 材とIF 材の靱性の違い

Fig. 2 は前報<sup>3)</sup>で示した実験結果で，同程度の硬さの場合でも，II 材の衝撃値の方がIF 材より高い値を示し，HRC=50 級以上の供試材の衝撃破面は，II 材では延性破壊，IF 材では粒界破壊を示し，明瞭な差がみられた。そこで，靱性の違いをより明らかにするために，低温焼もどし脆性が生じる温度域を含めて，焼もどし温度と衝

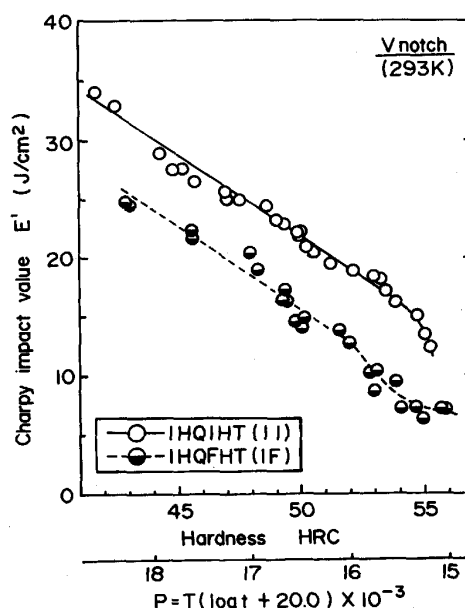


Fig. 2. Impact value of IHQIHT and IHQFHT materials<sup>3)</sup>.

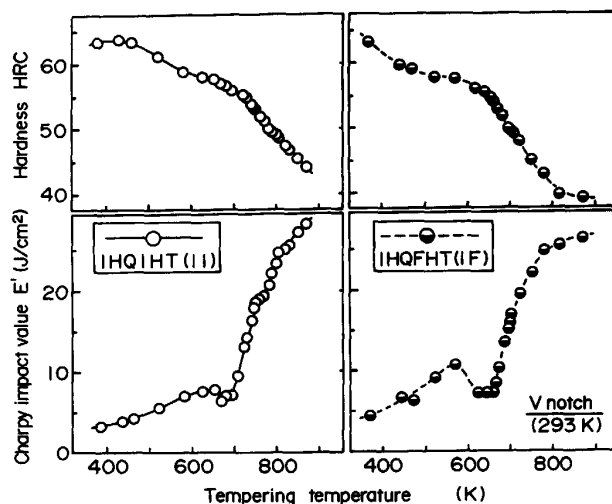


Fig. 3. Impact value and hardness of IHQIHT and IHQFHT materials tempered at various temperature.

撃値および硬さとの関係を求めた。その結果，Fig. 3 に示すように，衝撃値は，II 材では焼もどし温度が 650 K から 720 K の間で少し低下するものの，顕著な脆化傾向はみられなかった，一方，IF 材では，550 K から 700 K の間で明瞭な脆化傾向がみられた。また，S45C を供試鋼とした場合にも，同様の脆化傾向の違いがみられた。これらの結果から，IHT により，低温焼もどし脆性域での脆化が軽減されることがわかった。

このような低温焼もどし脆性の原因としては，一般に，不純物元素の粒界偏析や炭化物の粒界析出，残留 $\gamma$ の分解，平板状のセメンタイトの析出，あるいは粒界と粒内

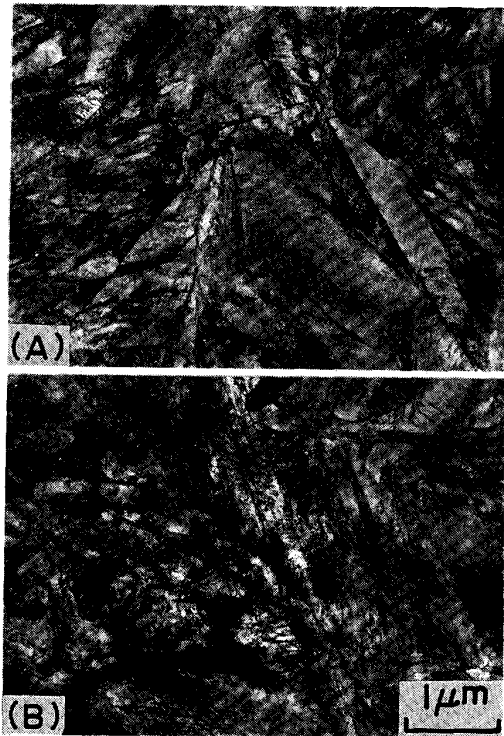


Photo. 1. Transmission electron micrographs of (A) IHT(II) and (B) FHT(IF) materials.

の強度差の増大などが考えられている<sup>4)5)</sup>。そこで、以下では、まず、炭化物の析出状態に着目して、種々な観点からの II 材と IF 材の微視組織の違いの検討結果と、さらに、残留 $\gamma$ の影響を述べる。

### 3・2 II 材と IF 材の焼もどし組織の特徴

#### 3・2・1 微視組織

硬さが同じ HRC=53 級でありながら、衝撃破面が延性破壊を示す II 材と粒界破壊を示す IF 材の微視組織を、まず、透過型電子顕微鏡を用いて観察した。その結果、Photo. 1 に示すように、II 材と IF 材の炭化物の形状や析出状態に顕著な差を見出すには至らなかった。さらに、オージェ電子分光分析装置を用いて、同じ供試材を液体窒素中で破壊させた粒界表面の C, P, S, Si, Mn, Cr 量を極微小分析した結果、いずれの元素量にも顕著な差はみられなかった。

#### 3・2・2 電解腐食法を用いた炭化物の観察

SPEED (Selective Potentiostatic Etching by Electrolytic Dissolution) 法と呼ばれる電解腐食法を用いることによつて炭化物をはじめとする種々の析出物が抽出できることが示されている<sup>6)</sup>。そこで、炭化物の析出状態を観察するために、HRC=43 と 53 級の II 材および総加熱時間が 3.6 ks と 360 ks の IF 材を SPEED 法により同一条件で電解腐食し、鋼中の析出物を抽出して、

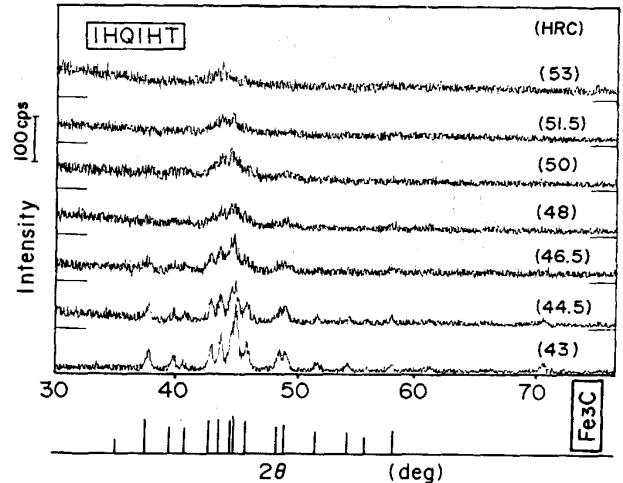


Fig. 4. X-ray diffraction pattern of extracted precipitates from IHT(II) materials.

その大きさと分布状態の観察測定を行った。

まず、抽出残さが何かを明らかにするために、HRC=43~53 級の II 材の抽出残さの X 線回折を行った。その結果、Fig. 4 に示すように、回折ピークは、高硬さの供試材では明瞭ではないものの、焼もどし温度が高くなり硬さが低下するにつれて徐々に明瞭になり、セメントタイトのピークと一致することがわかった。また、同様の傾向は総加熱時間が 3.6 ks の IF 材の場合にもみられた。このように、抽出残さが炭化物であることと、SPEED 法では、残存した析出物、すなわち後述する SE 像での白い部分が抽出されることを考え合わせて、白い部分が炭化物であると判断した。ただ、高硬さの供試材の析出物も炭化物と考えられるが、セメントタイトと同定するには至らなかった。この点について詳しくは検討していないが、SUP 12 の場合、焼もどしの各段階を高温側に移行させる Si を多めに含むため、中間炭化物からセメントタイトへの遷移が遅れることの影響が考えられる。また、後述するように炭化物の粒子が極めて微細なことから、一般に、粒子が超微細であるから結晶性が悪い場合に明瞭な回折ピークを示さない例がある<sup>7)</sup>ことも関連すると考えられる。

次いで、電解腐食した表面を走査型電子顕微鏡を用いて観察した結果、Photo. 2 に二次電子線 (SE) 像を示すように、HRC=53 級の供試材の場合、炭化物の析出状態は、焼もどし方法が異なつてもほぼ同様であることがわかった。また、炭化物は、II 材も IF 材も、結晶粒界やマルテンサイトのラス境界などに元の組織が推察できるような形で析出しており、ラス内と推察される部分では、極めて微細な炭化物がみられた。一方、焼もどし温度が高く、焼もどし反応がより進行している HRC=

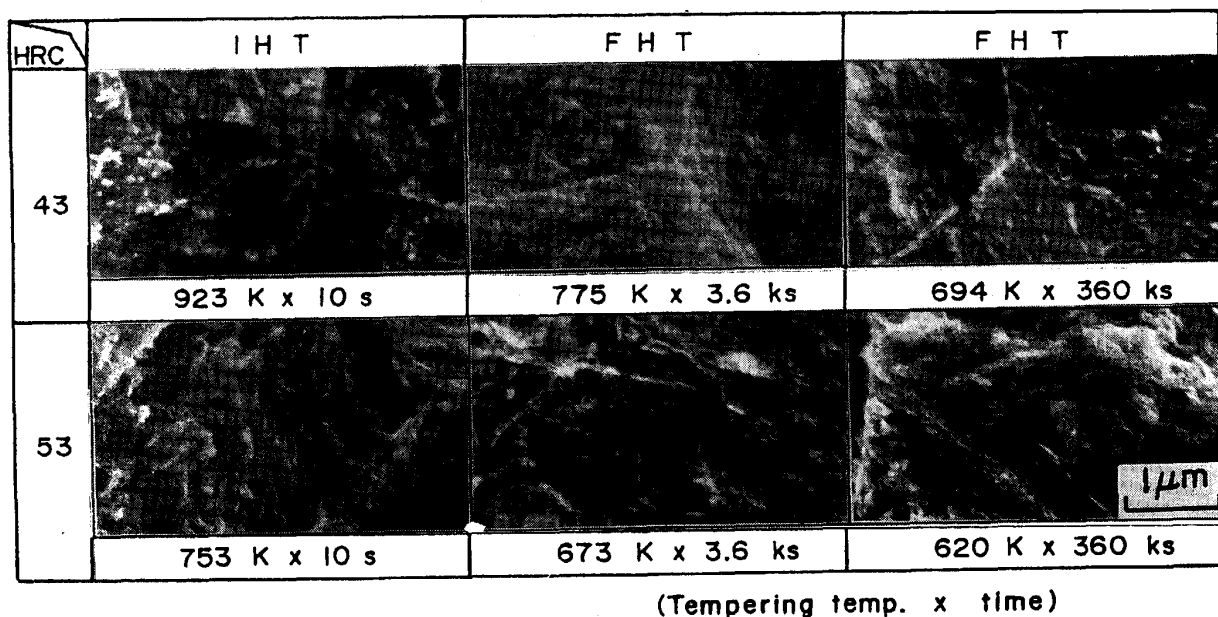


Photo. 2. SPEED observation of carbide precipitates in IHT(II) and FHT(IF) materials.

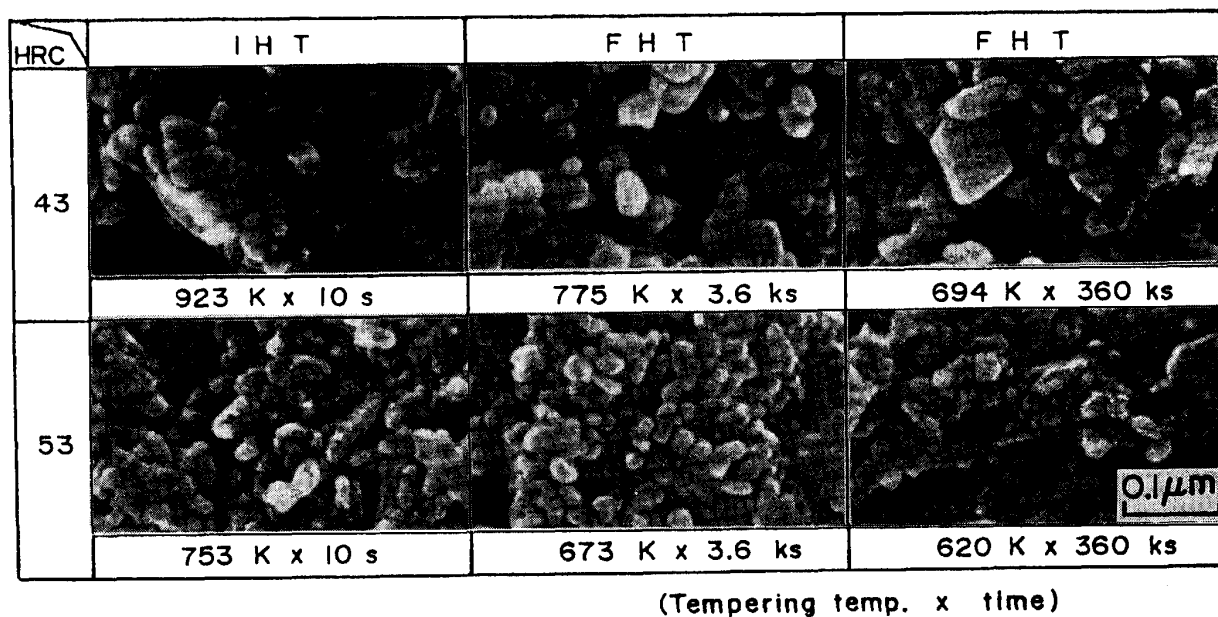


Photo. 3. SE image of extracted carbide precipitates from IHT(II) and FHT(IF) materials.

43級の供試材では、II材もIF材も、HRC=53級の供試材に比べて結晶粒界と考えられる線状の部分がより明瞭で、加熱時間が長いほどさらに明瞭になることがわかった。加熱時間が長くなると粒界析出がより進行する傾向があると考えられる。また、結晶粒内の個々の炭化物は、HRC=53級の供試材で見られた極めて微細な炭化物に比べて球状化し、少し粗大化しているが、その大きさは依然として極めて小さく、II材とIF材の炭化物の大きさの間に有意差は見出せなかつた。

次に、抽出残さの表面に、極めて薄くAu-Pdを蒸着させ、その形状と大きさを走査型電子顕微鏡を用いて観察した。その結果、Photo. 3に示すように、個々の炭化物の粒径は0.01~0.1μm程度と極めて微細であることと、粒径は焼もどし温度が高いHRC=43級の供試材の方がHRC=53級より少し大きくなっていることの確認ができた。ただ、両材ともに炭化物は極めて微細で、両材の炭化物の大きさの間に有意差は見出せなかつた。しかし、HRC=53級のように高硬さの場合のII材

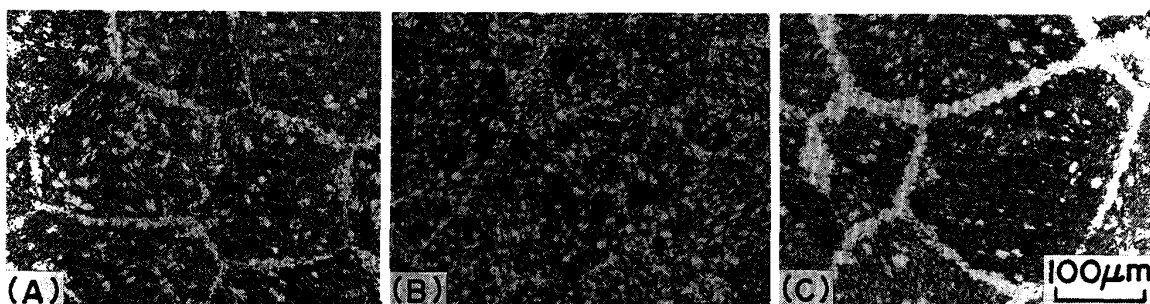


Photo. 4. Nucleation and growth process of  $\gamma$  from (A) IHT, (B) FHT, and (C) IHQ material.

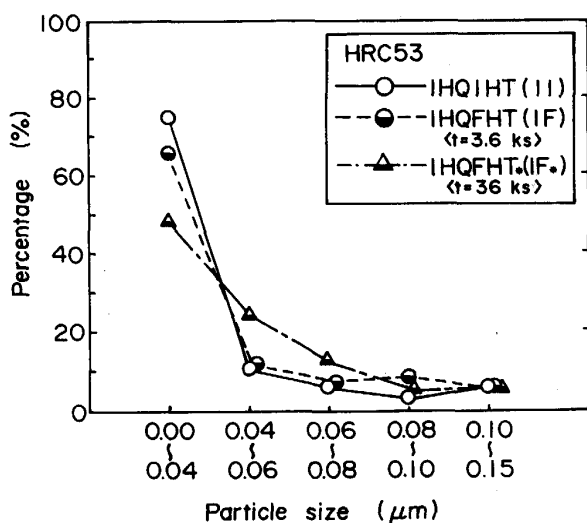


Fig. 5. Particle size of extracted carbide precipitates from IHT(II) and FHT(IF) materials.

と IF 材 (総加熱時間: 3.6 と 36 ks) の抽出残さの粒径分布を測定した結果, Fig. 5 に示すように, 粒径の小さな炭化物の比率は, 同程度の硬さの場合でも, 加熱時間が短くなるにつれて増加する傾向にあることがわかった。

### 3.2.3 焼もどし組織からの逆変態 $\gamma$ の核生成場所

逆変態  $\gamma$  の核生成場所については, 前組織がラスマルテンサイト組織の場合,  $\gamma$  は主に結晶粒界に核生成しやすいことが示されている<sup>8)9)</sup>。また, 非炭化物生成元素の Si や Ni, Cu などを含む場合, これらの元素が容易に結晶粒界へ平衡偏析し, 粒界の界面エネルギーを低下させることから,  $\gamma$  の核生成場所としての結晶粒界の優先性は低くなり, その結果, 結晶粒界, 粒内ともに  $\gamma$  が核生成しやすくなることが示されている<sup>8)9)</sup>。

そこで, II 材 と IF 材 の組織の違いに関する知見を得るために, 同じ HRC=50 級の (A) II 材 と (B) IF 材 および, (C) IHQ 材 を前組織として, これを  $A_{c1}$  変態点の直上まで急速加熱した場合の逆変態  $\gamma$  の核生成場

所を観察した。その結果, II 材では, Photo. 4 (A) に示すように, 結晶粒界でより多くの  $\gamma$  が核生成し, Photo. 4 (C) に示す IHQ 材からの核生成場所と類似することがわかった。一方, IF 材では, Photo. 4 (B) に示すように, 結晶粒内, 粒界ほぼ全面に  $\gamma$  が核生成した。すなわち, 間接的ではあるが, 同程度の硬さでも, II 材 と IF 材 の焼もどし組織が異なることを示す重要な知見が得られた。また, これらの結果を, 前述の  $\gamma$  の核生成場所の傾向にあてはめると, 前組織が IF 材の場合に, 結晶粒界, 粒内ともに  $\gamma$  が核生成したことは, 結晶粒界の界面エネルギーがより低いことを示している。そして, 界面エネルギーが低くなる理由としては, 低温焼もどし脆化傾向や遅れ破壊試験結果, および電解腐食法を用いた炭化物の観察結果などを考え合わせて, IF 材では, 焼もどし過程での炭化物の粒界析出量がより多いことが考えられ, 逆に, II 材ではより少ないことが考えられる。

### 3.2.4 計算による炭化物の析出状態の推定

II 材では, 炭化物の粒界析出量が少ないことが推察され, 高硬さの場合, 炭化物がより微細な傾向にあることがわかった。そこで, これらの傾向を裏付けるために, 計算による炭化物の析出状態の推定を行った。

炭化物の析出とその成長がフェライト中での C の拡散により律速されるとすると, 粒界析出がより進むためには, C が移動しやすいことが必要と考えられる。ゆえに, Fick の法則を用いて, 同程度の硬さの II 材 と IF 材 のそれぞれの焼もどし温度と加熱時間 (保持) での C の可動距離を計算で求めた。なお, 供試鋼は SUP 12 と同程度の C 量の炭素鋼とし, 溶媒はフェライト単相とした。また, 単に C の可動距離を比較することを目的としたため, 計算は, 脱炭現象に Fick の法則を適用する場合と同様の考え方でを行った。すなわち, C の平衡濃度を  $c_s$ , 表面から距離  $x$  の位置の濃度を  $c_x$ , 表面の濃度を  $c_s$  とし, 初期条件を加熱時間  $t=0$ ,  $c_x=c_s$ , 境界条件を  $x=0$ ,  $c_x=c_s$  とし, Fick の第 2 法則を解くと (1) 式が得ら

れる<sup>10)</sup>.

$$\frac{c_x - c}{c_s - c} = 1 - \operatorname{erf} \left[ \frac{x}{2(D \cdot t)^{1/2}} \right] \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $D$  はフェライト中での  $C$  の拡散係数を示し、右辺の第 2 項はガウスの誤差関数を示す。同じ  $C$  量  $c_x$  が得られる位置までの距離を、II 材では  $x_I$ 、IF 材では  $x_F$  とし、ともに平衡濃度  $c$  が同じで表面濃度  $c_s$  も等しいとして(1)式を変形し、さらに同じ硬さが得られる場合の IHT 温度での  $C$  の拡散係数を  $D_I^{11)}$ 、加熱時間を  $t_I$  とし、FHT 温度での拡散係数を  $D_F^{11)}$ 、加熱時間を  $t_F$  として  $x_I$  と  $x_F$  との関係を決めると(2)式が得られる。

$$\frac{x_F}{x_I} = \frac{(D_F \cdot t_F)^{1/2}}{(D_I \cdot t_I)^{1/2}} \dots\dots\dots (2)$$

前報<sup>3)</sup>での実験結果から、HRC = 44, 46, 48, 50, 51.5, 53, 55 が得られる IHT と FHT の焼もどし温度を求め、その温度での  $D_I$ 、 $D_F$  と IHT の総加熱時間  $t_I = 10$  s および FHT の総加熱時間  $t_F = 3600$  s から、硬さと  $x_F/x_I$  との関係を決めた。なお、加熱速度の影響は考慮していない。その結果、 $x_F/x_I = 6 \sim 8$  の値が得られ、同程度の硬さでの  $C$  の可動距離は、IF 材の方が大きいことがわかった。したがって、炭化物の優先析出場所とされている結晶粒界には  $C$  が集積しやすいと考え、 $C$  の可動距離が大きい IF 材では、炭化物の粒界析出量がより多くなりうると考えられる。一方、II 材では、炭化物の粒界析出量が少ないだけでなく、 $C$  の分布もより均一で、炭化物がより分散析出していると考えられる。

ところで、炭化物のような粒子の析出は、まず、核生成、成長により析出の初期段階を完了し、さらに加熱を続けると、粒子はオストワルド成長により粗大化するとされている<sup>12)</sup>。その場合、平均初期粒径  $\bar{R}_0$  と同じ温度  $T$  で時間  $t$  保持した後の平均粒径  $\bar{R}$  との関係は、LIFSCHITZ-WAGNER の式と呼ばれる(3)式で示される<sup>12)13)</sup>。

$$\bar{R}^3 - \bar{R}_0^3 = \frac{8}{9} \cdot \frac{\gamma_E \cdot D \cdot C_0 \cdot V_m^2}{k_B \cdot T} \cdot t \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $\gamma_E$  は析出物と母相との界面エネルギー、 $D$  は拡散係数、 $C_0$  は半径が無限大の粒子の平衡溶解度、 $V_m$  はモル体積、 $k_B$  はボルツマン定数を示す。そこで、(3)式を用いて炭化物の大きさを検討した。なお、炭化物は球状とし、 $\gamma_E$ 、 $C_0$ 、 $V_m$  の温度依存性、および加熱速度の影響は考慮していない。

Table 1 は、同じ HRC = 53 級の II 材と長時間加熱を含めた IF 材の焼もどし温度と時間、および各温度での拡散係数の値を用いて、各 IF 材と II 材との  $(\bar{R}^3 - \bar{R}_0^3)$  の比の値を示したもので、いずれの IF 材の場合

Table 1. Tempering temperature, time, diffusion coefficient  $D$ , and calculated ratio  $(\bar{R}^3 - \bar{R}_0^3)_F / (\bar{R}^3 - \bar{R}_0^3)_I$ .

HRC=53 class

	Symbol	Total time	Temperature (K)	$D$ (cm <sup>2</sup> /s)	Ratio
IH	I	10 s	753	$2.6 \times 10^{-8}$	—
FH	F 1	3.6 ks (1 h)	673	$4.8 \times 10^{-9}$	F 1/I = $7.44 \times 10$
	F 2	36 ks (10 h)	643	$2.1 \times 10^{-9}$	F 2/I = $3.40 \times 10^2$
	F 3	360 ks (100 h)	620	$1.1 \times 10^{-9}$	F 3/I = $1.84 \times 10^3$

(Ref.) F 3/F 2 = 5.43

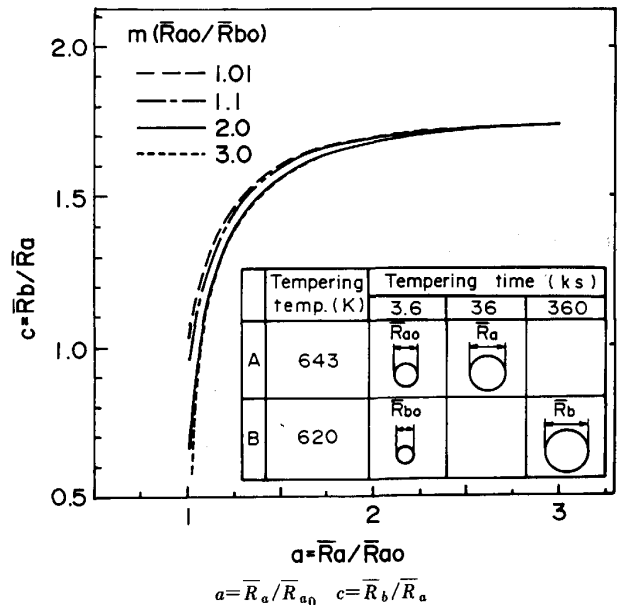


Fig. 6. Calculated result relating to growth process of carbide particles.

も比の値が 1 より大きくなった。ゆえに、同じ硬さでも、炭化物の粗大化は、加熱時間が長くなるほどより大きく進行すると思われる。ただ、各供試材の  $\bar{R}_0$  の値が同じとは限らないため  $\bar{R}$  の終対値の比較はできない。

そこで、総加熱時間が 360 ks の IF 材 (B 材: 焼もどし温度 620 K, 初期粒径 (3.6 ks 時)  $\bar{R}_{b0}$ , 最終粒径  $\bar{R}_b$ ) と 36 ks の IF 材 (A 材: 643 K,  $\bar{R}_{a0}$ ,  $\bar{R}_a$ ) との  $(\bar{R}^3 - \bar{R}_0^3)$  の比の値を示す(4)式をもとにして最終粒径を比較した。なお、IF 材同士を比較したのは、熱サイクルパターンが同様なことと、焼もどし温度の差が比較的小さく、 $\gamma_E$ 、 $C_0$ 、 $V_m$  の温度依存性を考慮しないことの影響がより少ないと考えられることによる。

$$(\bar{R}_b^3 - \bar{R}_{b0}^3) / (\bar{R}_a^3 - \bar{R}_{a0}^3) = 5.43 \dots\dots\dots (4)$$

すなわち、(4)式を、 $\bar{R}_a / \bar{R}_{a0} = a$ 、 $\bar{R}_b / \bar{R}_{b0} = b$ 、 $\bar{R}_{a0} / \bar{R}_{b0} = m$  として変形し、さらに、最終粒径の比の値を  $\bar{R}_b / \bar{R}_a = (b \cdot \bar{R}_{b0}) / (a \cdot \bar{R}_{a0}) = b / (m \cdot a) = c$  として整理すると(5)式が得られる。

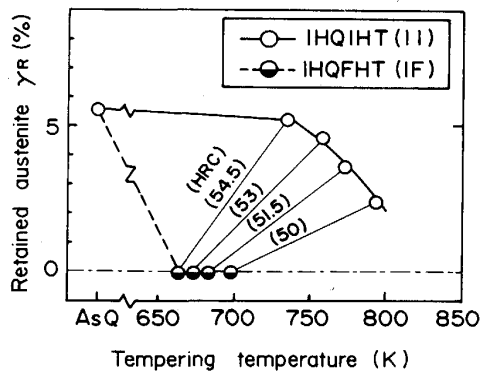


Fig. 7. Influence of tempering temperature on retained  $\gamma$  of IHQIHT and IHQFHT materials.

$$c = \left[ 5.43 - \frac{5.43 \cdot m^3 - 1}{m^3 \cdot a^3} \right]^{1/3} \dots\dots\dots (5)$$

(5)式を用いて、従来の実験結果を<sup>14)</sup>参考に、 $m=1.01, 1.1, 2.0, 3.0$ とし、 $a=1.01 \sim 3.0$ の範囲での $a$ と $c$ との関係を求めた。その結果、Fig. 6に示すように、大きな $m$ の値と小さな $a$ の値の組合せの場合、すなわち、本実験では考えにくい初期粒径の差が大きき、その後のA材での炭化物の粗大化が小さい場合を除いて、最終粒径は、同程度の硬さでも、加熱時間の長いB材の方が大きくなることがわかった。これらの結果から、加熱時間が極めて短いIHTの場合、その炭化物粒子が最も微細であると考えられる。

3.3 残留 $\gamma$ の強靱化効果

同程度の硬さでも、II材には数%の残留 $\gamma$ が存在するが、FF材には存在しないことはすでに第1報<sup>1)</sup>で示した。同様に、Fig. 7に示すように、5%程度の残留 $\gamma$ が存在するIHQ材をFHTしたIF材にも、残留 $\gamma$ は存在しないことがわかった。

また、HRC=53級のII材に、さらに、総加熱時間が2400sの炉加熱焼もどしを追加したところ、Fig. 8に示すように、残留 $\gamma$ は、追加焼もどし温度が上昇すると分解をはじめ、550Kを超えると消滅し、同じ温度の範囲で、硬さは一度上昇してから低下し、衝撃値は一度低下してから上昇することがわかった。そこで、靱性におよぼす残留 $\gamma$ 単独の影響を明らかにするために、残留 $\gamma$ が完全に分解し、硬さが元のHRC=53級より低下した段階を代表する供試材として、加熱温度700Kの追加焼もどしを加えて、硬さがHRC=50.5級になった供試材を選び、同じ硬さのII材およびIF材の衝撃値を比較した。その結果、Fig. 8に示すように、追加焼もどし材の衝撃値は、II材より少し低いものの、IF材よりかなり高い値を示すことがわかった。このように、元の

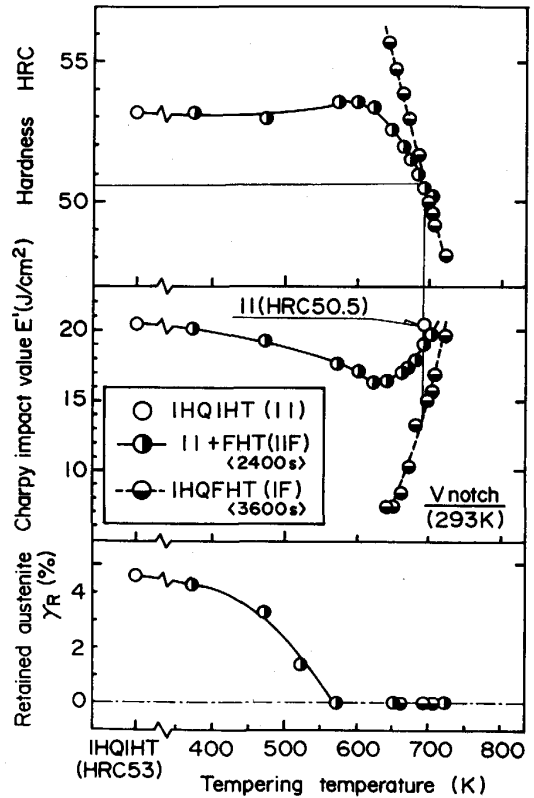


Fig. 8. Influence of additional tempering temperature to IHQIHT material on hardness, impact value and retained  $\gamma$ .

II材の優れた強靱性が、残留 $\gamma$ が完全に分解してもほとんど損なわれないことから、II材の優れた強靱性におよぼす残留 $\gamma$ の寄与の割合は、比較的少ないと考えられる。

3.4 焼もどし方法と機械的性質

前報<sup>3)</sup>では、II材がIF材より優れた延性、靱性、破壊靱性、遅れ破壊特性、疲れ特性を示すことを見出した。そこで、主に、HRC=50級以上の高硬さの場合に、II材がより優れた機械的性質を示す理由について、本報での研究結果をもとに考察する。

延性については、結晶粒径が同じことから、炭化物の微細分散析出の効果が考えられる。すなわち、炭化物が微細に分散していれば、炭化物への応力集中が分散され、微視き裂の発生や合体が遅れ、その結果、優れた延性が得られる<sup>15)16)</sup>と考えられる。また、主因ではないが、残留 $\gamma$ の存在による延性向上効果<sup>17)</sup>も含まれると考えられる。

靱性については、まず、低温焼もどし脆化傾向の違いから、炭化物の粒界析出量がより少ないことの影響が考えられる。また、微細な炭化物が非整合に基地組織中に均一分散した状態が最も靱性に富むことが示されてお

り<sup>18)</sup>、炭化物の微細分散析出の効果も考えられる。さらに、寄与率は小さいものの残留 $\gamma$ の応力集中緩和効果<sup>19)</sup>も存在すると考えられる。

破壊靱性については、絞りが大きいことなどで示される塑性変形能が大きいことにより、き裂先端の小規模降伏域での応力集中が緩和されたためと考えられ、残留 $\gamma$ についても同様の効果が期待される。また、析出物が微細分散している方が破壊靱性が向上するとされている<sup>20)</sup>ことから、炭化物が微細分散析出していることを示唆する実験結果と考えることもできる。

遅れ破壊特性については、結晶粒径をはじめとする焼入状態が同じであるにもかかわらず、II材がより優れた遅れ破壊特性を示した。このことは、遅れ破壊特性には、結晶粒径で示される“量”と結晶粒界の状態で示される“質”の両方が重要な影響をおよぼすことを示していると考えられる。結晶粒界の質の影響については、焼もどし脆化傾向と遅れ破壊特性の低下とが一致することが示されており<sup>21)</sup>、IHTにより低温焼もどし脆化が軽減される原因と考えられる炭化物の粒界析出量の少なさが、II材の遅れ破壊特性を向上させる原因でもあると考えられる。また、残留 $\gamma$ が存在すると、水素が $\gamma$ にトラップされ遅れ破壊特性が向上することが示されており<sup>22)</sup>、この点でもIHT材の方が有利と考えられる。

へたり特性については、焼もどし方法の影響はほとんどみられなかったが、これは試験中の塑性変形量が極めて小さいことから、結晶粒内での炭化物の析出状態などが深く関与するには至らなかったためと考えられる。

疲れ特性については、高強度材では非金属介在物や粗大化した第2相粒子が切欠きとなつて疲れき裂が発生する<sup>23)</sup>ことから、II材のように延性や靱性が優れ塑性変形能が大きい場合、切欠き近傍での応力集中が分散され、疲れき裂の発生や伝ばが遅れる<sup>24)</sup>ことが考えられる。

#### 4. 結 言

誘導加熱焼もどし (IHT) が、誘導加熱 $\gamma$ 化焼入れ (IHQ) の効果と切り離して単独でも優れた強靱化効果を示す理由を明らかにするために、炭化物の析出状態と残留 $\gamma$ に着目し、II材とIF材の組織と機械的性質を研究した結果、次のことが明らかになった。

(1) IHTにより、低温焼もどし脆性域での脆化が軽減される。

(2) II材とIF材の微視組織の直接観察結果から顕著な差は見出せない。しかし、電解腐食法を用いた炭化物の観察結果から、同程度の硬さでも、II材では炭化物の粒界析出量がIF材より少なく、高硬さの場合には、

大きさがより微細な傾向がみられる。

(3) これらの傾向は、焼もどし方法と機械的性質との関係に関する考察、焼もどし組織からの逆変態 $\gamma$ の核生成場所に関する考察、および炭化物の析出状態に関する計算結果とも一致する。

(4) 同程度の硬さでも、II材には数%の残留 $\gamma$ が存在し、IF材では存在しないことから、II材では、残留 $\gamma$ の存在による強靱化効果も得られているが、その寄与率は比較的小さいと考えられる。

最後に、本研究の遂行にあたり、終始ご指導を賜った京都大学工学部 田村今男教授と、ご助言ご協力を賜った新日本製鉄(株)第一技術研究所分析研究センターの皆様へ深く感謝いたします。

#### 文 献

- 1) 川寄一博, 千葉貴世, 高岡憲久, 山崎隆雄: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 2290
- 2) 川寄一博, 千葉貴世, 古賀久喜, 山崎隆雄: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 2298
- 3) 川寄一博, 千葉貴世, 山崎隆雄: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 334
- 4) 鋼の焼もどし脆性に関する研究 (日本鉄鋼協会編) (1976)
- 5) 須藤 一: 熱処理, **19** (1979), p. 98
- 6) 黒澤文夫, 田口 勇, 谷野 満: 日本金属学会会報, **20** (1981), p. 377
- 7) カリテイ著, 松村源太郎訳: 新版 X線回折要論 (1982) [アグネ]
- 8) 田村今男: 材料, **32** (1983), p. 1
- 9) 田村今男, 成吉幸雄, 下岡貞正, 中島雄二郎: 鉄と鋼, **64** (1978), p. 568
- 10) 構造と熱力学 (ジョン・ウルフ編, 永宮健夫訳) (1973) [岩波書店]
- 11) 邦武立郎: 日本金属学会会報, **3** (1964), p. 466
- 12) 平野賢一: 金属の物性 (日本金属学会編) (1980)
- 13) 佐久間健人: 日本金属学会会報, **20** (1981), p. 247
- 14) T. KUNITAKE: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **7** (1967), p. 254
- 15) 鋼の強化組織と延性靱性 (日本鉄鋼協会・日本金属学会・日本学術振興会, 鉄鋼基礎共同研究会編) (1975)
- 16) C. T. LIN and J. GURLAND: Trans. ASM, **61** (1968), p. 156
- 17) 岡林邦夫, 富田恵之, 黒木郁夫: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 661
- 18) 田中 実, 山本 襄: 鋼の強靱性 (1971), p. 196 [Climax Molybdenum Dev. Co., (Japan)]
- 19) 岡林邦夫, 富田恵夫, 黒木郁夫: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 991
- 20) 三村 宏: 鉄と鋼, **58** (1972), p. 1822
- 21) 福井彰一: 鉄と鋼, **55** (1969), p. 151
- 22) J. F. LESSAR and W. W. GERBERICH: Metall. Trans. A, **7** (1976), p. 953
- 23) 宋 森弘, 山田邦博, 清水眞佐男, 国尾 武: 材料科学, **8** (1971), p. 152
- 24) 小林英男: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 329