

## 技術報告

## 誘導加熱焼入れ焼もどしたばね鋼の組織と機械的性質の特徴

川 寄 一 博 \* · 千 葉 貴 世 \* · 高 岡 憲 久 \*<sup>2</sup> · 山 崎 隆 雄 \*<sup>3</sup>

## Micro-structure and Mechanical Properties of Induction Heating Quenched and Tempered Spring Steel

Kazuhiro KAWASAKI, Takayo CHIBA, Norihisa TAKAOKA and Takao YAMAZAKI

## Synopsis :

In order to clarify the characteristics of Induction Heating Quenching and Induction Heating Tempering (IHQIHT) as heat-treating process, micro-structure and mechanical properties of quenched and tempered Si-Cr spring steel (SUP12) by IHQIHT as well as by conventional Furnace Heating Quenching and Furnace Heating Tempering (FHQFHT) were investigated.

(1) Micro-structure of IHQIHT material shows finer grain and less decarburization than those of FHQFHT material.

(2) Ductility, toughness, fracture toughness, resistivity to delayed fracture, resistivity to permanent deformation, and fatigue life of IHQIHT material are superior to those of FHQFHT material. In case of SUP 6, SUP 7, SWRH62B, and S45C, IHQIHT materials show superior toughness generally.

(3) It is presumed that fine grain and retained austenite of IHQIHT material are effective for the above strengthening and toughening. However, unobvious points are still remained, because the influences of short time austenitizing and tempering are intertwined mutually.

**Key words :** induction heating ; furnace heating ; spring steel ; quench ; temper ; strength ; toughness ; grain size ; retained austenite.

## 1. 緒 言

鋼の強靱化には種々の方法がある<sup>1)</sup>が、筆者らは、誘導加熱 (IH: Induction Heating) を用いた急速、短時間加熱焼入れ焼もどしが、ばね用 Si-Cr 鋼 (SUP 12) の強靱化に役立つことを見出し、線径が 10 mm 程度で、引張強さが  $\sigma_B=1770\sim1960$  MPa 級と高強度な IH 焼入れ焼もどしばね鋼線を開発し<sup>2)~4)</sup>、冷間成型コイルばね用鋼線として実用化した。

本研究では、この IH 焼入れ焼もどし (II: IHQIHT) の熱処理方法としての特徴を明らかにするために、SUP 12 を供試鋼とし、II 材と一般的な炉加熱 (FH: Furnace Heating) 焼入れ焼もどし (FF: FHQFHT) 材の組織、延性、靱性、破壊靱性、遅れ破壊特性、経時変形 (へたり) 特性、および疲れ特性を比較検討した。なお、本実験では、IH を用いる場合も、急速加熱後、適当な時間自然放冷して均熱化したため、II 材も、FF 材

と同様に、全体 (ズブ) 加熱熱処理されている。

## 2. 実 験 方 法

## 2.1 供試材および熱処理

Table 1 に SUP 12 の化学成分を示す。大半の試験片の作製には A 鋼を用い、破壊靱性試験片と回転曲げ疲れ試験片には B 鋼を用いた。いずれの供試鋼もコイル状の熱間圧延量産線材で、A 鋼は線径 13 mm を 12 mm に、B 鋼は線径 15 mm を 14 mm に冷間引抜きした後、Fig. 1 に示す熱サイクルを与えた。すなわち、II 材は、連続 IH 熱処理装置 (焼入れ側: 周波数 100 kHz, 出力 80 kW, 焼もどし側: 100 kHz, 40 kW) を用い、連続した引抜き線

Table 1. Chemical composition of SUP 12 (wt %).

|         | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Cr   |
|---------|------|------|------|-------|-------|------|
| Steel A | 0.58 | 1.38 | 0.69 | 0.015 | 0.008 | 0.63 |
| Steel B | 0.55 | 1.44 | 0.60 | 0.028 | 0.014 | 0.67 |

昭和 60 年 4 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)

\*<sup>2</sup> 高周波熱錬(株)システムエンジニアリング部 (System Engineering Div., Neturen Co., Ltd.)

\*<sup>3</sup> 高周波熱錬(株)特線部 (Spring Wire Dept., Neturen Co., Ltd.)

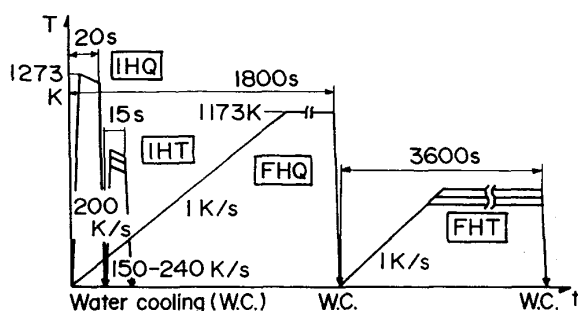


Fig. 1. Schematic figure of heat-treating cycle.

材を加熱温度 1273 K まで加熱速度 200 K/s で急速加熱し、総加熱時間が 20 s になるまで放冷してオーステナイト ( $\gamma$ ) 化した後水焼入れ (IHQ) し、続いて、種々の硬さが得られる各焼もどし温度まで約 200 K/s で急速加熱し、総加熱時間が 15 s になるまで放冷して焼もどし (IHT) した後水冷して作製した。また、一部の供試材の IHT は、定置式の実験用 IH 装置 (100 kHz, 80 kW) を用い、各焼もどし温度まで 100 K/s で急速加熱し、その温度で総加熱時間が 10 s になるまで保持した後、急冷して行つた。一方、FF 材は、電気炉を用い、定尺に切断した同じ引抜線材を加熱温度 1173 K まで加熱速度約 1 K/s で加熱し、総加熱時間が 1800 s になるまで保持して  $\gamma$  化した後水焼入れ (FHQ) し、続いて、各焼もどし温度まで約 1 K/s で加熱し、総加熱時間が 3600 s になるまで保持して焼もどし (FHT) した後水冷して作製した。なお、焼もどし温度と硬さとの関係は Fig. 2 に示す。

引抜線材の組織は微細なフェライト・パーライトで、II 材の  $\gamma$  化条件は、金属顕微鏡を用いた組織観察結果において  $\gamma$  化が十分なことおよび旧  $\gamma$  結晶粒 (結晶粒と略す) が微細な (平均結晶粒径  $d=10\ \mu\text{m}$  程度) ことを基準に選び<sup>5)</sup>、FF 材の  $\gamma$  化条件および焼もどし条件は熱間成形コイルばねの製造条件<sup>6)</sup> を参考に選んだ。

## 2.2 試験方法

主な試験方法は次のとおりである。

(1) 金属組織観察: 5% ナイタル液で腐食し、光学顕微鏡を用いて行つた。

(2) 結晶粒径測定: ピクリン酸と界面活性剤、塩化第二鉄、塩酸の混合液を用いて結晶粒を現出し、ASTM E112 に準拠して平均結晶粒径  $d$  と結晶粒度を求めた。

(3) 硬さ (HRC) 測定: ロックウェル硬さ計を用いて行つた。

(4) 残留応力測定: X 線応力測定装置を用いて行つた。

(5) 残留  $\gamma$  量測定: 補助装置を取り付けた X 線応力測

定装置を用いて、X 線回折法により行つた。

(6) 破面観察: 走査型電子顕微鏡 (SEM) を用い、二次電子線 (SE) 像を撮影した。

(7) 引張試験: 万能試験機を用いて行い、荷重-伸び線図から引張強さ ( $\sigma_B$ )、0.2% 耐力 ( $\sigma_{0.2}$ ) および 0.01% 耐力 ( $\sigma_{0.01}$ ) を読み取つた。試験片は線材のまま (JIS 2 号試験片) で、絞り ( $\phi$ )、破断伸び ( $\delta_{8d}$ : 標点距離  $GL=8\times$  線径) および一様伸び ( $\delta_{uni}$ :  $GL=10\times$  線径) も測定した。

(8) 衝撃試験: シャルピー衝撃試験機を用いて行い、深さ 1.5 mm の V ノッチをもつ 7.5 mm 角のミニサイズ試験片の常温 (293 K) での衝撃値を測定した。

(9) 破壊靱性試験: ASTM E399 に準拠し、3 点曲げ試験片の常温での平面ひずみ破壊靱性値 ( $K_{IC}$ ) を測定した。

(10) 遅れ破壊試験: PC (Prestressed Concrete) 鋼材の標準的な遅れ破壊試験方法である FIP (Federation Internationale de la Precontrainte)<sup>7)</sup> 方式の試験に準拠し、定荷重引張試験機を用いた引張遅れ破壊試験と定トルクねじり試験機を用いたねじり遅れ破壊試験を行つた。腐食液は 323 K の 20%  $\text{NH}_4\text{SCN}$  で、試験片はいずれも JIS 4 号試験片相当の形状に加工し、表面の影響を均一にした。なお、FIP 方式の遅れ破壊試験では、試験中に PC 鋼材が負の電極電位を示すことから、水素脆性環境での遅れ破壊特性が得られるとされている<sup>8)</sup>。

(11) 経時変形 (へたり) 試験: ばね技術研究会の委員会報告<sup>9)</sup> で示された方法に準拠し、定トルクねじり試験機を用いた常温でのねじりクリープ試験とねじり試験機を用いた室温 ( $293\pm 5\ \text{K}$ ) でのねじりリラクセーション試験を行つた。試験片形状は JIS 4 号試験片相当である。

(12) 疲れ試験: 回転曲げ疲れ試験機を用いて行い、JIS 2 号試験片での疲れ限 ( $\sigma_{wb}$ :  $10^7$  回) を求めた。

本実験では、延性は引張試験での絞り伸びの値で評価し、靱性は衝撃値で評価した。また、ねじり応力下での種々の試験を行つたのは、コイルばねに荷重を負荷した場合、素線材には、主にねじり応力が生じることによる。なお、引張試験片を除くいずれの試験片も II 材または FF 材を機械加工して作製し、加工により生じる最表面の残留応力は、必要に応じて、表面層を電解研磨することにより除去した。

## 3. 実験結果と考察

### 3.1 組織と結晶粒

Photo. 1 に IHQ 材と FHQ 材の組織と結晶粒を示す。いずれも主にラスマルテンサイト組織を示し、IHQ 材の平均結晶粒径  $d=12\mu\text{m}$  (粒度 No. 10) は FHQ 材の  $d=22\mu\text{m}$  (No. 8) より小さい。このような焼入組織は、いずれの加熱方法の場合も、全断面ではほぼ均一であるが、FHQ 材の最表面には少し脱炭がみられた。また、焼もどし後の組織も同様に、断面硬さ分布も、FF 材の最表面近傍の硬さが脱炭の影響で少し低下することを除いて、やはり全断面ではほぼ均一な値を示した。

### 3.2 焼もどし温度および時間と硬さとの関係

Fig. 2 は焼もどし温度と硬さとの関係を示したもので、II 材、FF 材両材とも、硬さが HRC=45~55 の範囲ではほぼ直線関係を示し、同じ硬さが得られる焼もど

し温度は、加熱時間が短い II 材の方が約 100 K 高い値を示した。焼入れ材、すなわち IHQ 材と FHQ 材の硬さには差はみられなかった。そして、これらの関係をもとに、焼もどしパラメーター式  $P = T[\log(t) + C]$  [ $T$  (K): 温度,  $t$  (s): 時間] の定数  $C$  の値を計算した結果  $C=17.7$  が得られた。また、 $P$  と硬さの関係は、Fig. 3 に示すように、ほぼ 1 本の焼もどし母曲線で整理できた。すなわち、II 材と FF 材のように熱サイクルが極端に異なる場合でも、同じ硬さが得られる焼もどし温度と時間の組合せの間には互換性があることがわかった。なお、短時間加熱焼もどしの場合、昇温中の連続的な焼もどし過程の進行<sup>10)</sup> も考慮する必要があると考え、 $P$  の値を計算する場合の焼もどし時間には、便宜的に (昇温時間

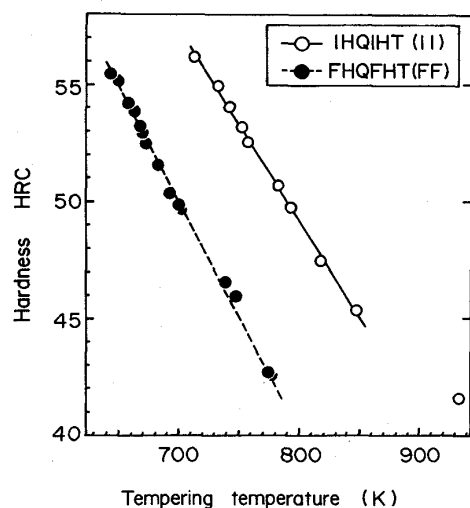


Fig. 2. Relation between tempering temperature and hardness.

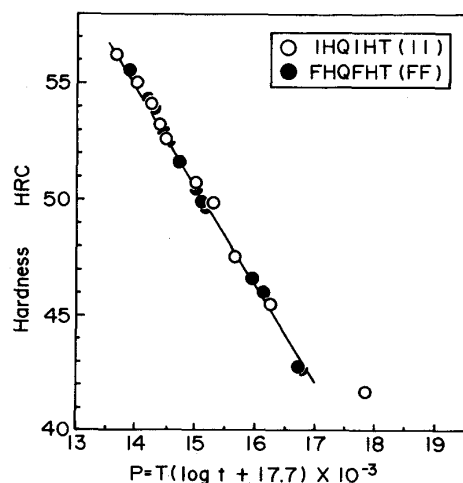


Fig. 3. Relation between tempering parameter  $P$  and hardness.

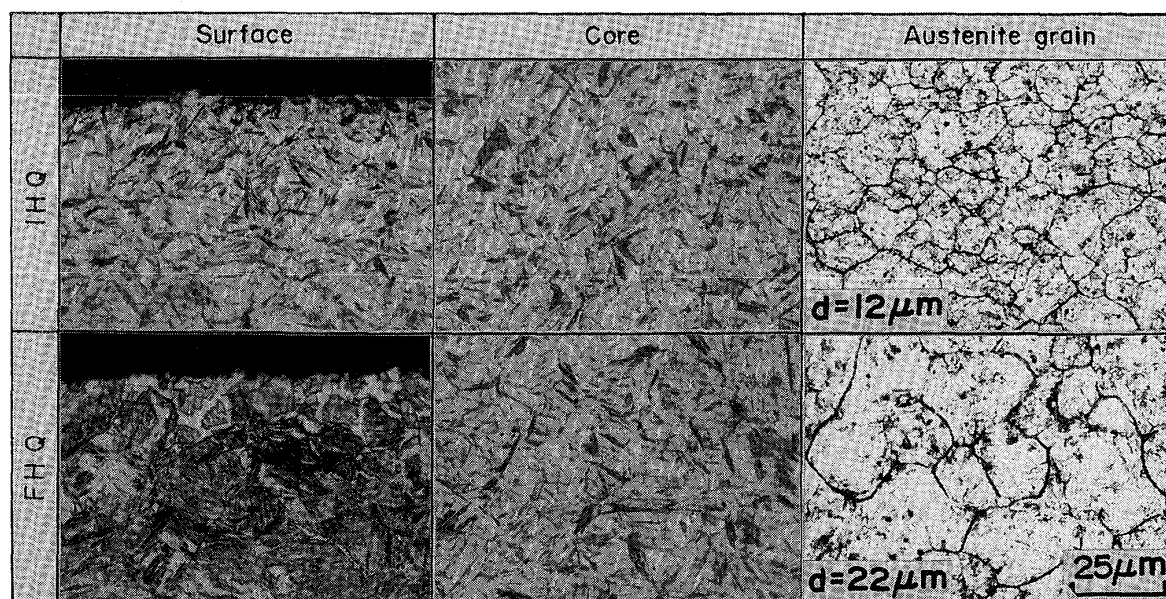


Photo. 1. Optical micro-structures of quenched material and austenite grain.

/2+放冷または保持時間)の値を用いた。

### 3.3 各機械的性質の比較

#### 3.3.1 引張性質

Fig. 4 に示すように、引張強さは、両材とも硬さに比例して高くなり、硬さが同じ場合には同程度の値を示した。0.2% 耐力比 ( $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ ) は、両材とも硬さが高くなってもあまり変化せず、かつ同程度の値を示した。0.01% 耐力比 ( $\sigma_{0.01}/\sigma_B$ ) は、II 材では硬さが変化して

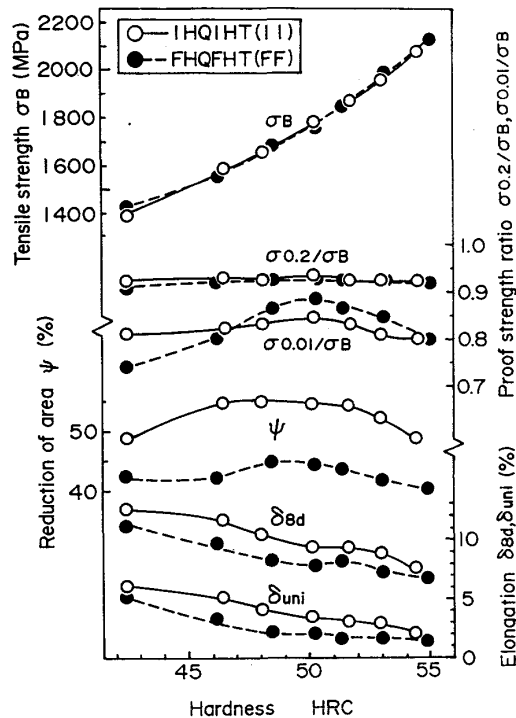


Fig. 4. Tensile properties of IHQIHT and FHQFHT materials.

もほぼ一定の値を示したが、FF 材では HRC=50 付近で最大値を示し、それより高硬さでも低硬さでも低下した。絞り、HRC=50 付近で最大値を示す傾向は両材とも同様であるが、全般に、II 材がより大きな値を示した。破断伸びと一様伸びは、硬さが高くなると徐々に低下する傾向は両材とも同様であるが、やはり II 材がより大きな値を示した。

#### 3.3.2 常温での衝撃特性

Fig. 5 に示すように、衝撃値は、硬さが高くなると徐々に低下する傾向は両材とも同様であるが、全般に、II 材の方がより高い値を示した。Photo. 2 は、衝撃破面の SE 像を示したもので、FF 材では、すでに HRC=50 級で粒界破壊がみられるのに対して、II 材では

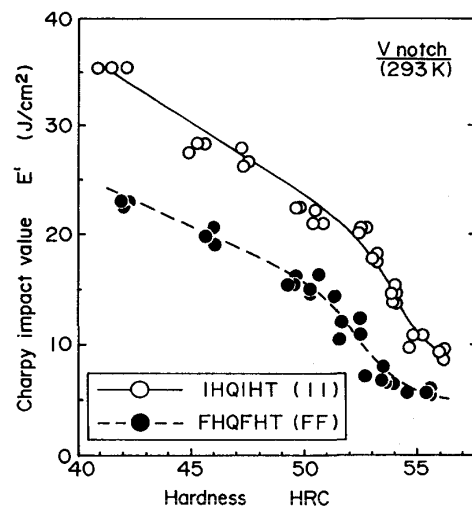


Fig. 5. Impact value of IHQIHT and FHQFHT materials.

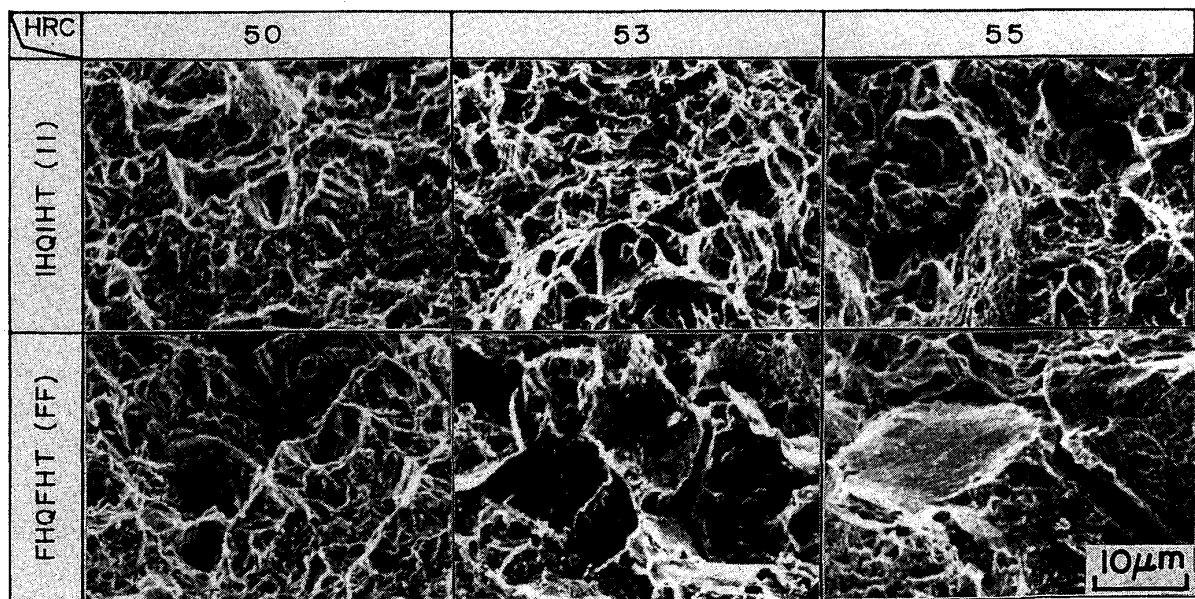


Photo. 2. SEM fractographs of impact tested IHQIHT and FHQFHT materials.

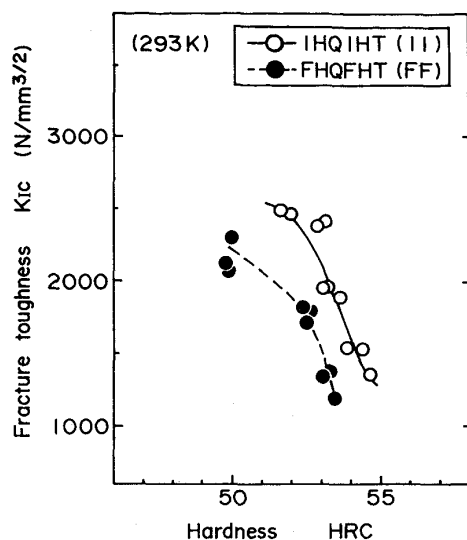


Fig. 6. Fracture toughness  $K_{IC}$  of IHQIHT and FHQFHT materials.

HRC=55 級を超える高硬さでも、ディンプル破面を主体とした延性破壊を示し、脆化傾向に差がみられた。

### 3.3.3 常温での破壊靱性

常温での破壊靱性試験を行った結果、II 材では HRC=51.5 級以上で、また、FF 材では HRC=50 級以上で、それぞれ ASTM E 399 で示される Valid 条件を満たし、平面ひずみ破壊靱性 ( $K_{IC}$ ) が得られた。Fig. 6 は、硬さと  $K_{IC}$  との関係を示したもので、 $K_{IC}$  は、硬さが高くなると徐々に低下する傾向は両材とも同様であるが、全般に、II 材の方がより高い値を示した。

### 3.3.4 水素脆性環境での遅れ破壊特性

Fig. 7(A) は、引張遅れ破壊試験結果を示したもので、破断時間は、硬さが高くなると短くなる傾向は両材とも同様であるが、全般に、II 材の方がより長くなった。そして、HRC=50 級から 53 級へ高硬さ化した場合、破断時間は、FF 材でより急激に短くなる傾向を示した。ここで、図中の線は、得られた破断時間をワイブル分布にあてはめて求めた累積破断率 50% の破断時間値  $f(50)$  を結んで示した。Fig. 7(B) は、ねじり遅れ破壊試験結果を示したもので、引張遅れ破壊試験結果と同様に、破断時間は、硬さが高くなると短くなり、全般に、II 材の方がより長くなった。なお、いずれの試験片の場合も、破壊起点付近の破面には粒界破壊がみられた。

ところで、ねじり応力下での遅れ破壊特性に関する研究は極めて少ない<sup>11)</sup>。そこで、水素脆性環境での遅れ破壊特性におよぼす負荷応力モードの影響を明らかにするために、HRC=50 級の II 材を供試材として、引張遅れ破壊試験とねじり遅れ破壊試験での試験応力と  $f(50)$

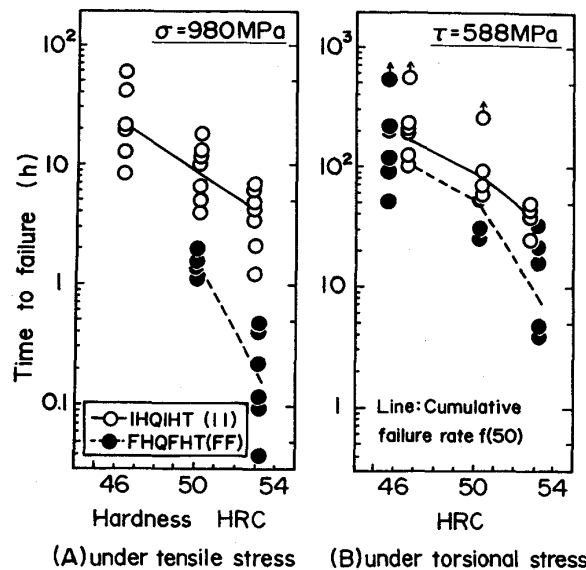


Fig. 7. Delayed fracture test results under (A) tensile and (B) torsional stress of IHQIHT and FHQFHT materials.

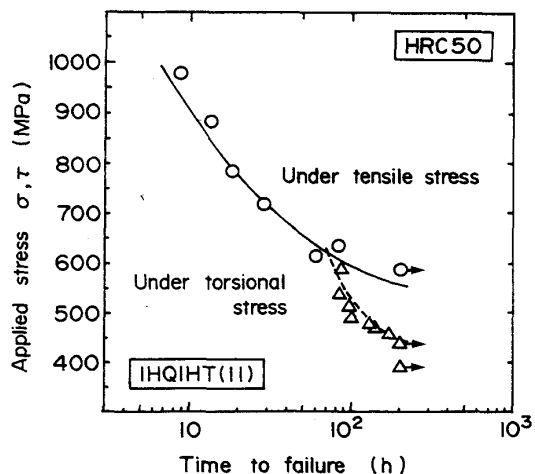


Fig. 8. Influence of applied stress on delayed fracture test results.

値で示す破断時間との関係を求めた。その結果、Fig. 8 に示すように、いずれの試験の場合も、疲れ試験での疲れ限に相当する破断応力限が存在することがわかった。また、各破断応力限と引張試験およびねじり試験での破断強さとの比の値を求めた結果、引張遅れ破壊試験の場合に 0.32、ねじり遅れ破壊試験の場合に 0.40 となり、同じ水素脆性環境の中でも、ねじり応力下の方が破断強さの低下率が小さいという興味ある結果が得られた。

### 3.3.5 常温でのへたり特性

Fig. 9 は、ねじりクリープ試験結果を示したもので、せん断ひずみの増加分  $\Delta\gamma$  は、硬さが高くなると大きく

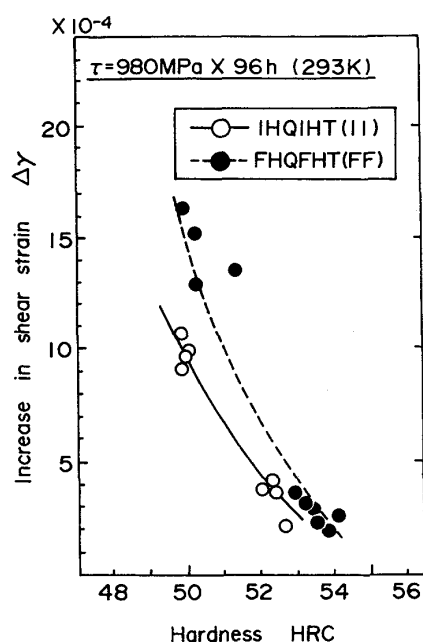


Fig. 9. Creep test result at 293 K under torsional stress of IHQIHT and FHQFHT materials.

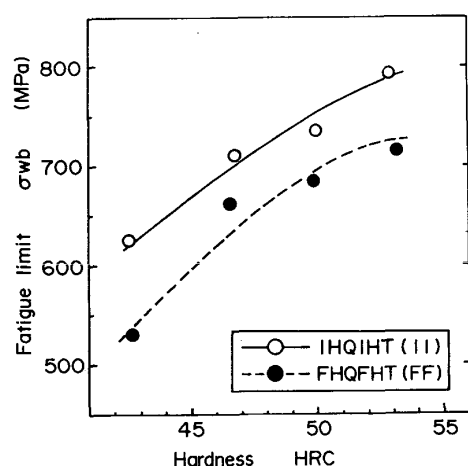


Fig. 10. Fatigue limit  $\sigma_{wb}$  of IHQIHT and FHQFHT materials.

減少し、HRC=53級の $\Delta\gamma$ は50級の1/2~1/3程度になる傾向は両材とも同様であるが、HRC=50級の場合、II材の方が少し小さい値を示した。また、ねじりリラクセーション試験を行つた結果、硬さとトルクの減少率 $\Delta T/T$ との関係は、ねじりクリープ試験結果と同様の傾向を示した。

### 3.3.6 回転曲げ疲れ特性

Fig. 10に示すように、疲れ限 $\sigma_{wb}$ は、硬さが高くなるとともに上昇する傾向は両材とも同様であるが、全般に、II材の方がより高い値を示した。

### 3.4 靱性におよぼす微細結晶粒の影響

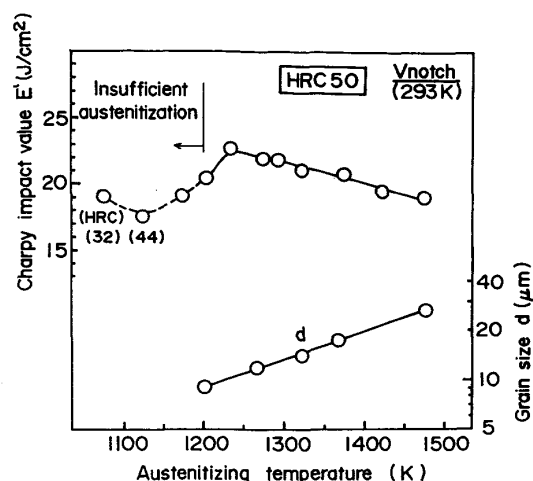


Fig. 11. Influence of IH austenitizing temperature on impact value and grain size.

FF材と比較した場合のII材の組織の第一の特徴は結晶粒が微細なことにある。そこで、結晶粒の大きさと靱性との関係を明らかにするために、Fig. 1で示したII材の熱サイクルでの $\gamma$ 化温度と結晶粒径、および各IHQ材をHRC=50級にIHT(焼もどし温度793 K)した場合の常温での衝撃値との関係を求めた。その結果、Fig. 11に示すように、 $\gamma$ 化温度が高くなると結晶粒は粗大化し、衝撃値は低下することがわかった。したがって、II材がより優れた強靱性を示す第一の理由としては、II材の結晶粒がFF材より微細なことの効果が考えられる。すなわち、結晶粒が微細なことにより、単位体積当たりの結晶粒数や結晶粒界の表面積が増加した結果、結晶粒界で転位の運動が妨げられる機会が多くなり、応力集中が分散するという一般的な延性や靱性の向上機構<sup>1)</sup>が作用したものと考えられる。

その他の機械的性質にも、微細結晶粒が好影響をもたらすとする見解が多いが、II材とFF材とは、 $\gamma$ 化焼入条件だけでなく焼もどし条件も異なるため、結晶粒径の影響のみを抽出して検討するのは容易ではない。そこで、種々の機械的性質と、結晶粒径の影響を主体とした $\gamma$ 化焼入条件との関係、および焼もどし条件との関係を個々に研究し、その結果を続報する予定である。

### 3.5 残留 $\gamma$ の影響

残留 $\gamma$ が鋼の延性や靱性の向上に有効なことはよく知られている。そこで、まず、IHQ材とFHQ材の残留 $\gamma$ 量を測定した結果、いずれの焼入材にも5%程度の残留 $\gamma$ が存在することがわかった。

また、II材とFF材での焼もどし温度と残留 $\gamma$ 量との関係を求めた結果、Fig. 12に示すように、FF材では、いずれの焼もどし温度の場合にも残留 $\gamma$ が存在しないの

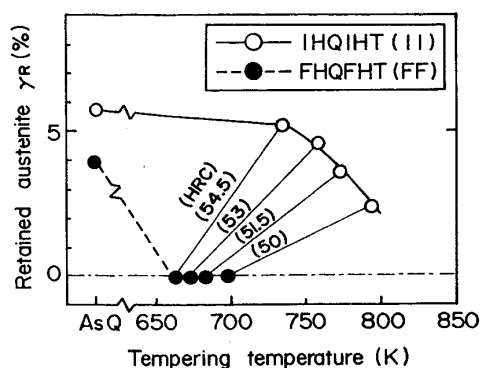
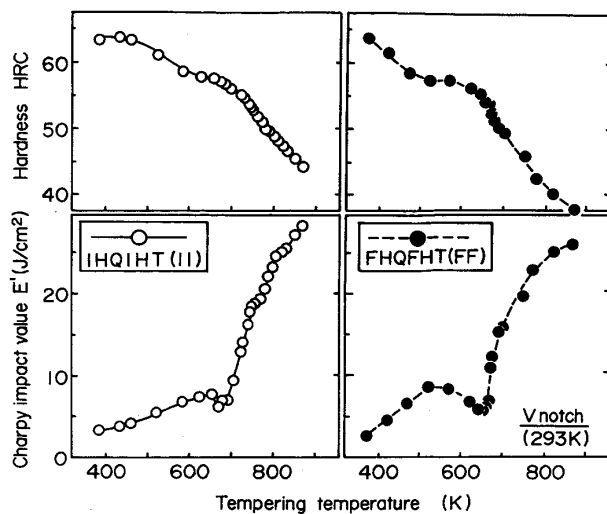


Fig. 12. Influence of tempering temperature on retained austenite of IHQIHT and FHQFHT materials.

に対して、II 材では、同程度の硬さが得られる焼もどし温度が FF 材より高いにもかかわらず、数%の残留  $\gamma$  が存在するという差がみられた。ここで、II 材の焼もどし温度が、最も低温である HRC=54.5 級の場合でも約 725 K と、残留  $\gamma$  が分解するとされる焼もどしの第 2 段階の温度範囲よりもかなり高いことを考えると、II 材に残留  $\gamma$  が存在することは、II 材の組織の特徴のひとつと考えられる。このように残留  $\gamma$  が存在する場合、応力集中が緩和され、延性や靱性が向上することが示されており<sup>12)13)</sup>、II 材にも同様の効果が期待される。

### 3・6 低温焼もどし脆性域での脆化傾向

ばね鋼は、弾性限を高くしてへたり特性を向上させるために、積極的に低温焼もどし脆性が生じる温度域で焼もどしされることがある。本実験でも、Photo. 2 に示したように、ばね用鋼材の標準的な硬さである HRC=50 級以上<sup>14)</sup>、すなわち焼もどし温度が 698 K 以下の FF 材の衝撃破面の一部が粒界破壊を示し、脆化傾向が見られた。それに対して、同程度の硬さでも II 材は延性破壊を示すことから、高硬さ域での II 材と FF 材の靱性の差には、低温焼もどし脆性が関与していることが考えられる。そこで、II 材と FF 材について、焼もどし温度と常温での衝撃値および硬さとの関係を求めた。なお、本実験での II 材は実験用 IH 装置を用いて作製した。その結果、Fig. 13 に示すように、FF 材の方がより顕著な焼もどし脆化傾向を示すことがわかった。なお、同じ焼もどし温度の場合、II 材の衝撃値の方が少し低い値を示すのは、加熱時間が短い II 材の方が硬さが高いためである。このような脆化傾向の違いの原因は続報の中で検討する。ただ、一般的には、結晶粒が微細なほど不純物などの結晶粒界への析出が分散され、焼もどし脆化感受性が低下するとされていること<sup>15)</sup> から、微細結晶粒をもつ II 材の方が靱性向上には有利と考え



Total tempering time : IHT : 15 s, FHT : 3 600 s

Fig. 13. Impact value and hardness of IHQIHT and FHQFHT materials tempered at various temperatures.

Table 2. Chemical composition and grain size of IHQ and FHQ materials of SUP 6, SUP 7, SWRH62B, and S45C.

| Material | Chemical composition (wt%) |      |      |       |       |      | Grain size $d$ ( $\mu\text{m}$ ) (IHQ/FHQ) |
|----------|----------------------------|------|------|-------|-------|------|--------------------------------------------|
|          | C                          | Si   | Mn   | P     | S     | Cr   |                                            |
| SUP 6    | 0.63                       | 1.61 | 0.98 | 0.015 | 0.007 | 0.10 | 14/29                                      |
| SUP 7    | 0.62                       | 2.04 | 0.93 | 0.014 | 0.007 | 0.28 | 13/20                                      |
| SWRH62B  | 0.61                       | 0.24 | 0.77 | 0.017 | 0.003 | —    | 15/18                                      |
| S45C     | 0.44                       | 0.24 | 0.73 | 0.013 | 0.014 | —    | 16/19                                      |

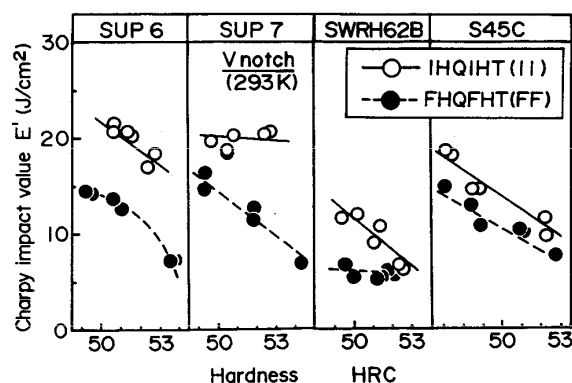


Fig. 14. Impact value of IHQIHT and FHQFHT materials of SUP 6, SUP 7, SWRH62B, and S45C.

られる。

### 3・7 SUP 12 以外の II 材と FF 材の靱性

II の優れた強靱化効果の普遍性を明らかにするために、Table 2 に化学成分を示す Si-Mn 鋼 (SUP 6, SUP 7)、C-Mn 鋼 (SWRH 62B)、および S45C を供試鋼と

して、II 材と FF 材の結晶粒径および硬さと常温での衝撃値との関係を求めた。供試材の線径はいずれも 12 mm で、熱処理方法と条件は SUP 12 の場合と同一である。その結果、Table 2 に示すように、結晶粒は各供試鋼とも II 材の方がより微細であつた。また、Fig. 14 に示すように、衝撃値は、各供試鋼とも II 材の方がより高い値を示した。このことから、ばね鋼などの低合金鋼の範囲では II の強靱化効果には普遍性があるといえる。

#### 4. 結 言

誘導加熱焼入れ焼もどし (II) の熱処理方法としての特徴を明らかにするために、SUP 12 を供試鋼として、II 材と一般的な炉加熱焼入れ焼もどし (FF) 材の組織と強靱性をはじめとする種々の機械的性質を研究した。その結果、次のことが明らかになった。

(1) II 材では、FF 材に比べて、結晶粒がより微細で脱炭がみられない。

(2) II 材は、同程度の硬さをもつ FF 材に比べて、より優れた延性、靱性、破壊靱性、遅れ破壊特性、へたり特性、および疲れ特性を示す。

(3) SUP 6, SUP 7, SWRH 62B, および S45C を供試鋼とした場合にも、II 材がより優れた靱性を示し、II による強靱化効果には普遍性がある。

なお、引き続き、II の優れた強靱化効果におよぼす IHQ および IHT の個々の影響に関する研究を行い、そ

の結果を続報する予定である。

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、ご協力を賜った新日本製鉄(株)第二技術研究所厚板・条鋼研究センターの皆様

#### 文 献

- 1) 田村今男: 鉄鋼材料強度学 (1969) [日刊工業新聞社]
- 2) 瀬戸芳樹, 曾我栄一, 内野勝芳, 川寄一博: ばね論文集, 27 (1982), p. 28
- 3) K. KAWASAKI, Y. SETO, T. YAMAZAKI and T. HIJIKATA: SAE Technical paper series, 830656 (1983) [SAE]
- 4) 川寄一博, 瀬戸芳樹, 山崎隆雄: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 100
- 5) 川寄一博, 高岡憲久, 山崎隆雄, 尾崎良二: 熱処理, 20 (1980), p. 281
- 6) 千島和夫, 内堀勝之, 大原三男: ばね論文集, 26 (1981), p. 1
- 7) Stress corrosion tests (NH<sub>4</sub>NCS test) (FIP Commission on prestressing steels and systems) (1978) [FIP]
- 8) 5. Stress corrosion cracking resistance test for prestressing tendons (1980—11) [FIP]
- 9) ばね論文集, 30 (1985), p. 150
- 10) 井上 毅: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 1532
- 11) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Corrosion, 27 (1971), p. 429
- 12) 岡林邦夫, 富田恵之, 黒木郁夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 661
- 13) 岡林邦夫, 富田恵之, 黒木郁夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 991
- 14) 新倉芳治, 小川 登, 高橋栄治: ばね論文集, 24 (1978), p. 2
- 15) 鋼の焼もどし脆性に関する研究 (日本鉄鋼協会編) (1976), p. 15