

技術報告

誘導加熱焼入れ焼もどしたばね鋼の
機械的性質におよぼすオーステナイト
結晶粒径の影響川 寄 一 博 * · 千 葉 貴 世 * · 古 賀 久 喜 *² · 山 崎 隆 雄 *³Effect of Austenite Grain Size on Mechanical Properties in Spring Steel
Austenitized, Quenched and Tempered by Induction Heating

Kazuhiro KAWASAKI, Takayo CHIBA, Hisaki KOGA and Takao YAMAZAKI

Synopsis :

It was clearly shown in the previous paper that Induction Heating Quenched and Tempered (IHQIHT) Si-Cr spring steel (SUP12) showed superior mechanical properties to those of conventional Furnace Heating Quenched and Tempered (FHQFHT) material.

So, in order to clarify the effect of grain refining by Induction Heating austenitizing and Quenching (IHQ) for the superior mechanical properties of IHQIHT material, the relation between austenitizing conditions and both grain size and mechanical properties were investigated.

(1) Grain refining by IHQ is effective for the improvement of ductility, toughness, resistivity to delayed fracture, and fatigue life.

(2) Short-time heating as well as rapid heating for Induction Heating austenitizing are effective for grain refining and toughening.

(3) However, Induction Heating Tempering (IHT) as well as grain refining by IHQ has favorable influence on superior mechanical properties of IHQIHT material.

Key words : induction heating ; spring steel ; grain size ; grain refining ; quench ; strength ; toughness.

1. 緒 言

前報¹⁾では、ばね用 Si-Cr 鋼 (SUP 12) の誘導加熱 (IH) 焼入れ焼もどし (II : IHQIHT) 材が、一般的な炉加熱 (FH) 焼入れ焼もどし (FF : FHQFHT) 材より優れた延性や靱性をはじめとする機械的性質を示すことを明らかにした。

本研究では、II がこのように優れた強靱化効果を示す理由を明らかにするために、鋼の強化と靱化に共通して有効な因子として知られる微細結晶粒の効果に着目し、SUP 12 を供試鋼として、IH オーステナイト (γ) 化条件を変えて変化させた旧 γ 結晶粒 (結晶粒と略す) と、延性、靱性、破壊靱性、遅れ破壊特性、経時変形 (へたり) 特性、および疲れ特性との関係を検討した。また、結晶粒径と靱性におよぼす γ 化の加熱速度、加熱温度および加熱時間の影響も検討した。

IH γ 化焼入れ (IHQ) による結晶粒微細化に関してはすでにいくつかの研究例²⁾³⁾があるが、HRC=50~53 級の高強度鋼材の機械的性質におよぼす結晶粒微細化の影響を系統的に研究した例は見あたらない。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材および熱処理

供試鋼には前報¹⁾と同じ 2 種類の SUP 12 [A 鋼/B 鋼, C : 0.58/0.55, Si : 1.38/1.44, Cr : 0.63/0.67 (wt%)] を用いた。B 鋼は破壊靱性試験片と回転曲げ疲れ試験片の作製に用い、その他の試験片の作製には A 鋼を用いた。Fig. 1 に熱サイクルを示す。すなわち、前報で用いた IHQ 材 (γ 化加熱速度 200 K/s, 加熱温度 1273 K, 総加熱時間 20 s, 平均結晶粒径 $d=12\mu\text{m}$) を標準材として、超細粒材をくり返し γ 化焼入れ法⁴⁾ (1 回目の加熱温度 1273 K, 2 回目以降の標準加熱温度

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)

*2 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.)

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

1183 K, 総加熱時間 10 s) により, また, 粗粒材を標準材より高温で γ 化焼入れすることにより作製した. そして, 種々の結晶粒径をもつ焼入材を, 連続 IH 熱処理装置を用いて, 種々の硬さが得られる 400~850 K の範囲の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 IHT した後, 急冷して供試材とした. また, 一部の供試材は, 定置式の実験用 IH 装置 (周波数 100 kHz, 出力 80 kW), または IH 方式の変態点測定装置 (Formastor-F) を用いて作製し, その場合, 焼入れは, 加熱速度 100 K/s で所定の加熱温度まで急速加熱し, その温度で総加熱時間が 15 s になるまで保持して γ 化した後, 急冷して行い, 焼も

どしは, 同じ加熱速度で所定の焼もどし温度まで急速加熱し, 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. いずれの急冷にも水または He ガスを用いた.

2.2 試験方法

本実験では, 組織観察, 結晶粒径測定, ロックウェル硬さ測定, 残留 γ 量測定, 破面観察, 引張試験, 常温 (293 K) でのシャルピー衝撃試験, 常温での破壊靱性試験, 水素脆性環境での引張りおよびねじり遅れ破壊試験, へたり試験 (常温でのねじりクリープ試験と室温でのねじりリラクセーション試験), それに回転曲げ疲れ試験を行つた. これらの試験方法は前報¹⁾で示したとおりである.

3. 実験結果と考察

3.1 組織と結晶粒

Photo. 1 に結晶粒径が $d=6, 12, 28 \mu\text{m}$ の場合の焼入組織と結晶粒を示す. 焼入組織は, いずれの結晶粒径の場合にも, ラスマルテンサイトを示した. Fig. 2 は, γ 化の加熱温度 (くり返しの場合は最終の温度) と結晶粒径 (d の対数値) との関係を示したもので, 結晶粒径は加熱温度が高くなるとほぼ直線的に大きくなった.

3.2 各機械的性質におよぼす結晶粒径の影響

3.2.1 引張性質

Fig. 3 に示すように, HRC=53 級の場合, 引張強さは結晶粒径によらずほぼ一定で, 0.2% 耐力比と 0.01% 耐力比は, 結晶粒が微細化すると高くなり, 0.2% 耐力

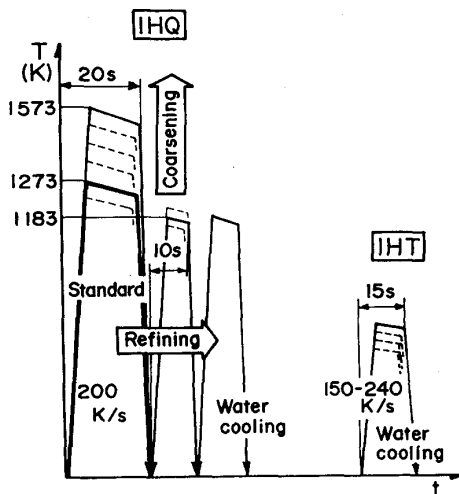
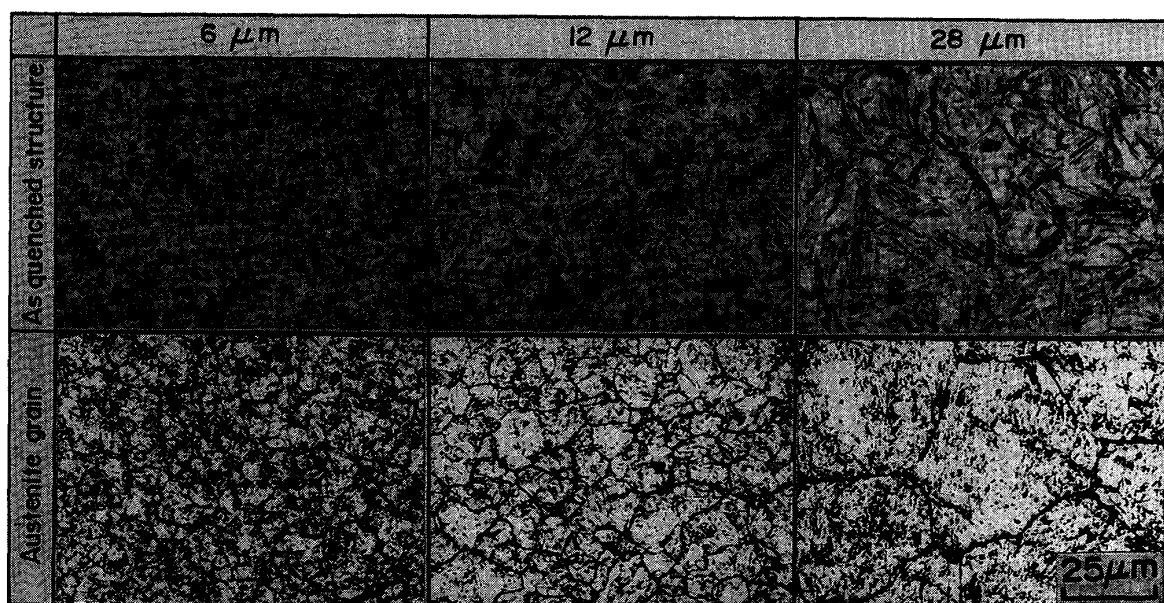


Fig. 1. Schematic figure of heat-treating cycles.



$d=6 \mu\text{m}$: 1273 K $\times$ 20 s $\rightarrow$ 1183 K $\times$ 10 s, 12 μm : 1273 K $\times$ 20 s, 28 μm : 1473 K $\times$ 20 s Heating rate : 200 K/s

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

比は、結晶粒径を $d=6\mu\text{m}$ 以下まで微細化すると1に近い値を示した。絞り $d=12\mu\text{m}$ で最も大きな値を示し、それより粗粒でも細粒でも低下した。破断伸びと同様伸びも絞りと同様の傾向を示すが、全体に変化は小さい。

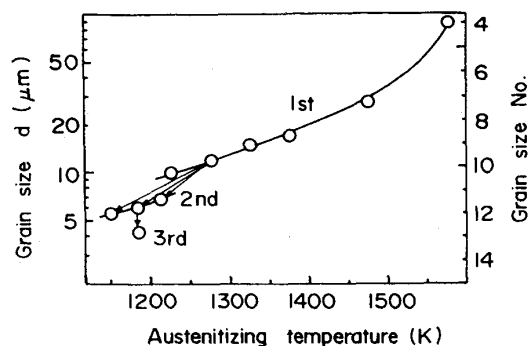
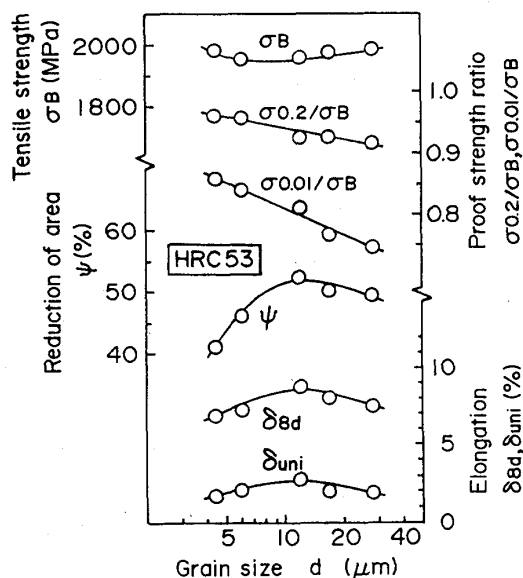


Fig. 2. Influence of austenitizing temperature and number of austenitizing cycle on grain size.



HRC=53 class, $d=4$ and $6\mu\text{m}$: by cyclic re-austenitizing

Fig. 3. Influence of grain size on tensile properties.

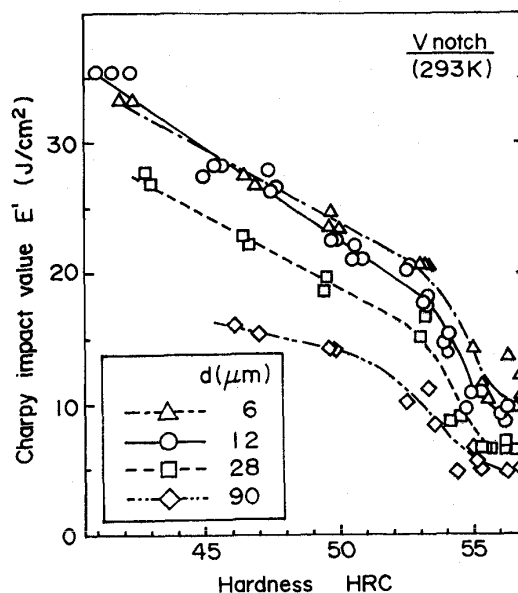
い。これらの傾向は HRC=43, 46, 50 級でもみられた。

3.2.2 常温での衝撃特性

Fig. 4 に示すように、衝撃値は、いずれの硬さの場合にも、 $12\mu\text{m}$ までの細粒化により上昇し、HRC=50 級以上の高硬さ域では、 $12\mu\text{m}$ 以下への超細粒化によっても少し上昇した。Photo. 2 は、HRC=53 級の場合の衝撃破面の二次電子線 (SE) 像を示したもので、 $d=28\mu\text{m}$ になると粒界破壊が多くみられ、明瞭な脆化傾向を示した。Fig. 5 は、実験用 IH 装置を用いて作製した供試材での焼もどし温度と衝撃値および硬さとの関係におよぼす結晶粒径の影響を示したもので、低温焼もどし脆性温度域での脆化傾向は、結晶粒が微細なほど軽減されることがわかった。

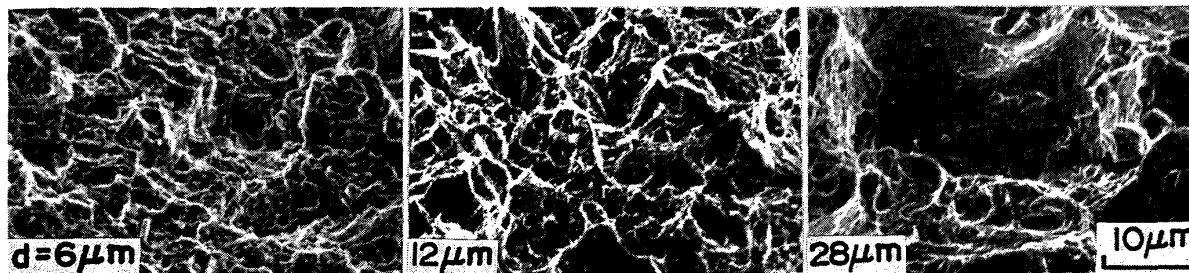
3.2.3 常温での破壊靱性

Fig. 6 に示すように、HRC=52.5 級の場合、結晶粒径が異なっても、平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} はほぼ同等の値を示した。また、起点付近の破面は、いずれの結晶



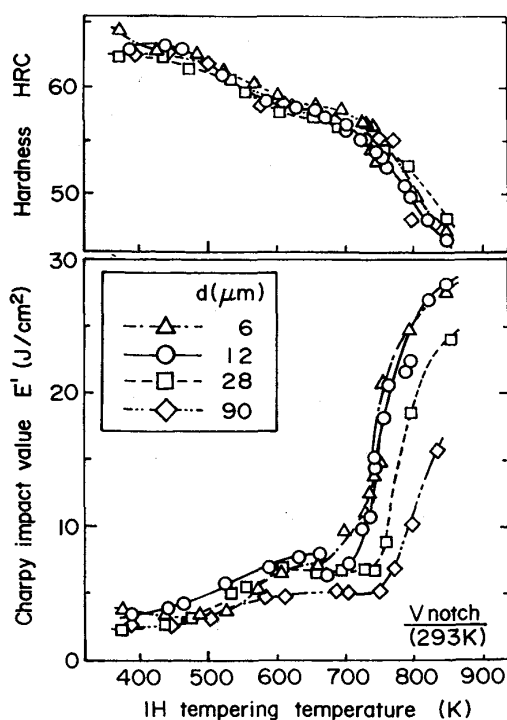
$d=6\mu\text{m}$: by cyclic re-austenitizing

Fig. 4. Influence of grain size on impact value.



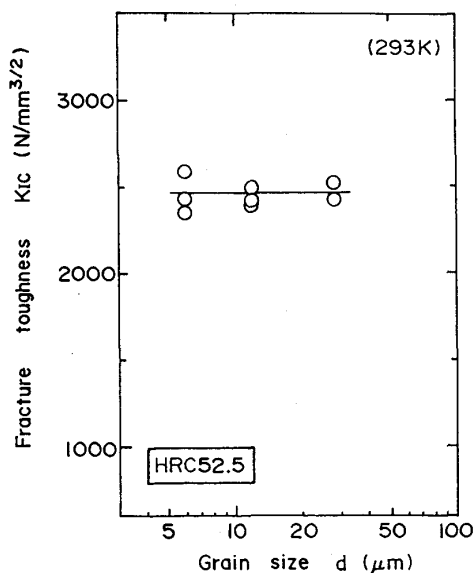
HRC=53 class, $d=6\mu\text{m}$: by cyclic re-austenitizing

Photo. 2. Influence of grain size on SEM fractographs of impact tested specimens.



$d=6\mu\text{m}$: by cyclic re-austenitizing

Fig. 5. Influence of grain size on impact value and hardness of the materials tempered at various temperatures.



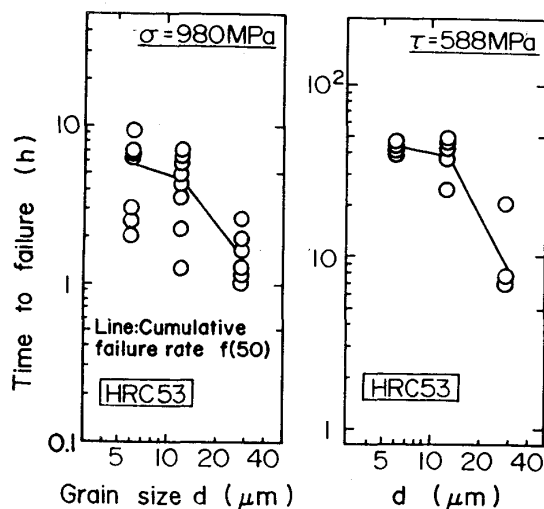
HRC=52.5 class, $d=6\mu\text{m}$: by cyclic re-austenitizing

Fig. 6. Influence of grain size on fracture toughness K_{IC} .

粒径の場合もデンプル破面を示した。

3.2.4 水素脆性環境での遅れ破壊特性

Fig. 7(A) は、HRC=53 級の引張遅れ破壊試験結果



(A) under tensile stress (B) under torsional stress

HRC=53 class, dipped in 323 K 20% NH_4SCN , $d=6\mu\text{m}$: by cyclic re-austenitizing

Fig. 7. Influence of grain size on delayed fracture test results under (A) tensile and (B) torsional stress.

を示したもので、結晶粒が微細なほど破断時間は長くなるが、 $d=28\mu\text{m}$ から $12\mu\text{m}$ への細粒化の効果に比べて、 $d=12\mu\text{m}$ から $6\mu\text{m}$ への細粒化の効果は小さい。

Fig. 7(B) は、HRC=53 級の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の傾向がみられた。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。これらの傾向は HRC=46, 50 級でもみられた。

3.2.5 常温でのへたり特性

Fig. 8 は、HRC=50 と 53 級のねじりクリープ試験結果を示したもので、結晶粒径が異なっても、せん断ひずみ増加分 $\Delta\gamma$ はほぼ同等の値を示した。これらの傾向はねじりリラクセーション試験結果においてもみられた。

3.2.6 回転曲げ疲れ特性

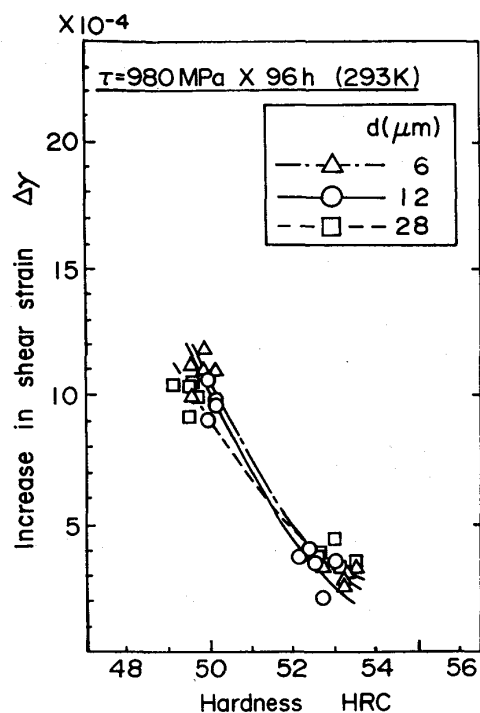
Fig. 9 に示すように、HRC=53 級の疲れ限 σ_{wb} は、 $d=12\mu\text{m}$ で最大値を示し、延性と同様の傾向を示した。

3.3 結晶粒微細化による強化効果

実用多結晶の降伏点 (σ_y) または 0.2% 耐力は結晶粒径に依存し、その関係は、Hall-Petch の式と呼ばれる (1) 式で示される。

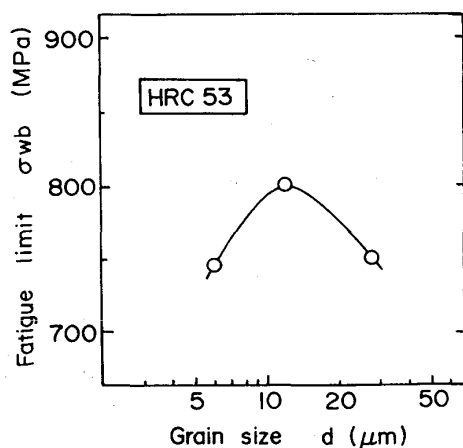
$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y \cdot d^{-1/2} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 σ_0 と K_y は結晶粒径には影響されない定数を示す。本実験で得られた引張試験結果の場合も、Fig. 10 に示すように、0.2% 耐力は定性的には $d^{-1/2}$ の値が大きくなるとともに高くなり、Hall-Petch の式で示



$d=6\mu\text{m}$: by cyclic re-austenitizing

Fig. 8. Influence of grain size on creep test result at 293 K under torsional stress.



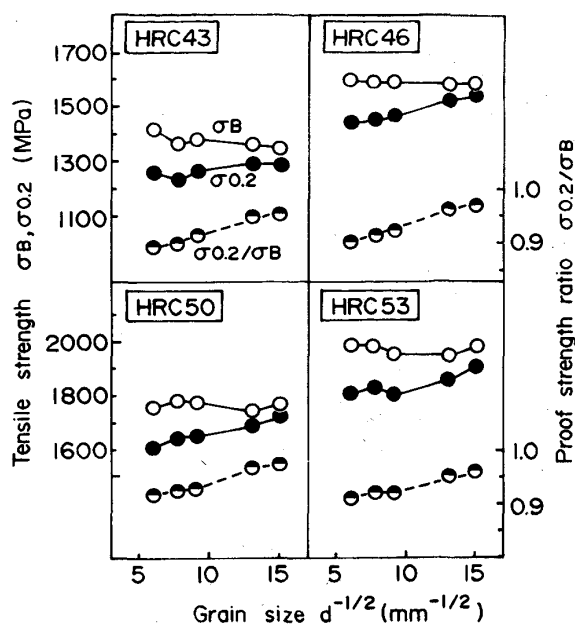
HRC=53 class, $d=6\mu\text{m}$: by cyclic re-austenitizing

Fig. 9. Influence of grain size on fatigue limit σ_{wb} .

される結晶粒微細化による強化効果が得られていることがわかった。

3.4 結晶粒径と機械的性質との関係

一般に、延性は結晶粒微細化により向上するとされているが、本実験結果では、 $d=12\mu\text{m}$ の供試材を境にして異なる傾向が得られ、 $d=12\mu\text{m}$ 以上の1回の短時間加熱 γ 化(1回 γ 化と略す)材では、結晶粒が微細な方が優れた延性を示したが、 $d=4$ および $6\mu\text{m}$ のくり返



$d=6\mu\text{m}$: by cyclic re-austenitizing

Fig. 10. Relation between grain size ($d^{-1/2}$) and both tensile strength σ_B and proof strength (ratio) $\sigma_{0.2}$ ($\sigma_{0.2}/\sigma_B$) of IHQHT materials.

し短時間加熱 γ 化(くり返し γ 化と略す)材の延性は、逆に、 $d=12\mu\text{m}$ の1回 γ 化材より低下した。そこで、各機械的性質におよぼす結晶粒微細化の影響を(1)1回 γ 化による $d=12\mu\text{m}$ までの細粒化の場合と(2)くり返し γ 化による $d=4$ あるいは $6\mu\text{m}$ までの超細粒化の場合とに分けて考察する。

3.4.1 1回 γ 化による結晶粒微細化の影響

1回 γ 化による細粒化により延性が向上したのは、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、応力集中が分散されるという一般的な延性の向上機構⁵⁾が作用したためと考えられる。なお、適量の安定な γ の存在も延性の向上に役立つとされているが⁶⁾、各結晶粒径の供試材の残留 γ 量は、焼入材で4~6%、HRC=53級の焼もどし材で3~4%と同程度の硬さの場合ほぼ等しいことから、残留 γ の影響は同等と考え、以下では考察しない。

靱性が向上したのは、基本的に延性の向上機構と同様の機構が作用したためと考えられる。また、Fig. 5で示したように、結晶粒が微細なほど低温焼もどし脆化が軽減されることから、焼もどし脆化の原因⁷⁾とされる結晶粒界の単位面積あたりの不純物の偏析量や炭化物の析出量がより少ないことが推察できる。

破壊靱性がほとんど変化しなかつたのは、いずれの結

晶粒径の供試材の場合もノッチ底付近がディンプル破面を示し、ディンプルの大きさが結晶粒に比べて極めて小さいことから、転位の移動やき裂伝ばに結晶粒界が関与する前に不安定破壊に移行したため⁸⁾と考えられる。

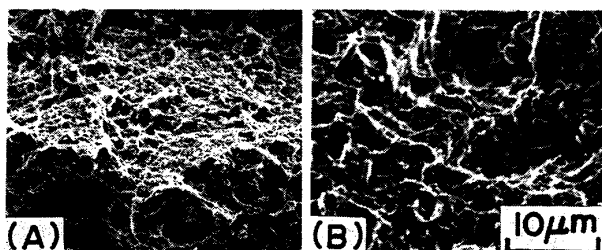
遅れ破壊特性が向上したのは、結晶粒界での析出物の総量を一定とした場合、結晶粒が微細な方が単位面積当たりの不純物などが少なくなること⁹⁾、および低温焼もどし脆化が軽減されることから推察される不純物の粒界偏析や炭化物の粒界析出がより少ないことの効果¹⁰⁾により、粒界強度の低下が少ないためと考えられる。

へたり特性がほとんど変化しなかつたのは、ねじりクリープ試験の場合もねじりリラクセーション試験の場合も、試験応力が弾性限相当の0.03%耐力以内で、かつ、クリープ試験中のねじれ角の変化分が約0.1 degと極めて小さいことから、へたり試験中の微小な塑性変形の原因とされる転位の移動距離¹¹⁾が短く、結晶粒界が微小な塑性変形に深く関与するには至らなかつたためと考えられる。

疲れ特性が向上し、延性と同様の傾向を示したのは、き裂の進展に対して、優れた延性で示される微視的な塑性変形能が大きいことが役立ったため¹²⁾と考えられる。

3.4.2 くり返し γ 化による結晶粒微細化の影響

くり返し γ 化による超細粒化により延性が低下したのは、まず、Fig. 3で示したように、 $d=4$ および $6\mu\text{m}$ の超細粒材では、0.2%耐力比が1に近づくことから、結晶粒微細化による延性の向上効果が得られる以上に、耐力の大幅な上昇の理由でもある変形中の転位の易動度の急激な低下の影響¹³⁾が大きく現れたためと考えられる。また、くり返し γ 化により超細粒化するには、Fig. 2で示したように、最終の γ 化温度を低目にする必要があり、最終の γ 化昇温途中に析出する炭化物を十分に固溶できるとは考えにくい。その場合、微視き裂の核となる炭化物の数がより多くなり、延性が低下すると考えられる。



Grain size $d=6\mu\text{m}$: by cyclic re-austenitizing

Photo. 3. Comparison of SEM fractographs of (A) tension and (B) impact tested materials.

HRC=50 級以上の高硬さ域で靱性が若干ではあるが向上したのは、結晶粒微細化による焼もどし脆化の軽減効果のためと考えられる。また、Photo. 3に $d=6\mu\text{m}$ の供試材の例を示すように、衝撃破面のディンプルの大きさの方が引張破面より大きいことから、衝撃試験のようにひずみ速度が大きく急激に破断に至る場合には比較的大きな微視き裂の核が破壊起点となると考えられる。このことは、靱性の場合には、延性の場合とは異なり、くり返し低温 γ 化過程で析出し残留した炭化物が微視き裂の核を増加させることの影響が少ないことを示しており、その結果、靱性の向上は期待できないまでも、低下は抑制され则认为られる。

破壊靱性に差がないこと、遅れ破壊特性が向上したこと、およびへたり特性に差がないことは、それぞれ前項で述べた1回 γ 化による細粒化の影響と同様の機構が作用したためと考えられる。

疲れ特性が低下したのは、くり返し γ 化による超細粒化により延性が低下したと相関すると考えられる。

3.5 結晶粒径と靱性におよぼす γ 化条件の影響

以上の結果から、IHを用いた1回 γ 化による結晶粒微細化が延性や靱性をはじめとする種々の機械的性質の向上に有効なことが明らかになった。そこで、結晶粒径と機械的性質におよぼすIH γ 化の特徴である急速、短時間、高温加熱の個々の影響を明らかにするために、 γ 化の加熱速度、加熱温度および加熱時間（本項では保持時間）と結晶粒径および常温での衝撃値との関係を求めた。なお、加熱には実験用IH装置を用いた。

3.5.1 加熱速度の影響

Fig. 11に示すように、結晶粒径は、加熱温度と加熱時間が同じでも、加熱速度が小さくなると徐々に大きく

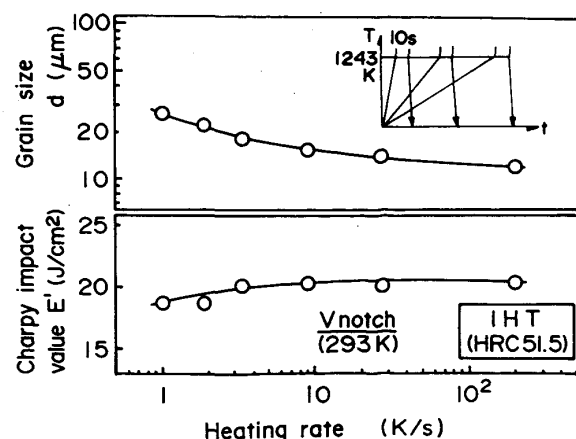


Fig. 11. Influence of austenitizing heating rate on grain size and impact value.

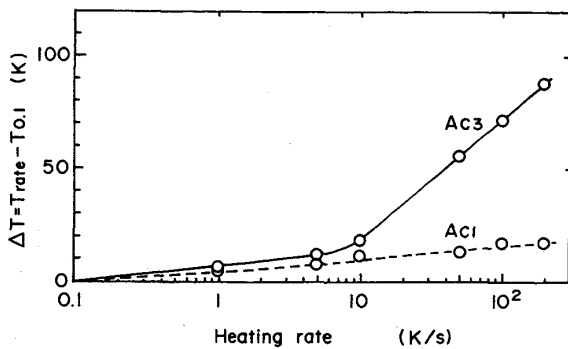


Fig. 12. Influence of austenitizing heating rate on transformation temperature.

なることがわかった。そして、各結晶粒径の焼入材を HRC=51.5 級に IHT (焼もどし温度 775 K) した場合の衝撃値は、同程度の硬さであるにもかかわらず、加熱速度が小さくなると低下した。これらの結果から、微細結晶粒と優れた靱性を得るには、 γ 化の加熱速度が大きい方が有利なことが明らかになった。

また、変態点測定装置を用いて作成した熱膨張・収縮線図から加熱変態点を読み取り、加熱速度と加熱変態点との関係を求めた結果、Fig. 12 に示すように、加熱速度が大きくなると加熱変態点が上昇することがわかった。ここで扱う γ のように相変態を通して形成される新相の結晶粒径は、核生成速度、成長速度、母相の組織と粒径の影響を受け、核生成速度と成長速度の比が大きいほど微細な結晶粒が得られることが示されている¹⁴⁾。また、 γ 化のように過熱による核生成を考える場合には、加熱温度が高いほど核生成速度が大きくなるとされている¹⁵⁾。したがって、加熱速度が大きくなると加熱変態点が上昇することが、核生成の開始もより高温側に移行していることを示すと考えれば、加熱速度が大きい場合の変態開始直後の核生成速度は、高温側に移行しただけ大きくなると考えられる。

一方、成長速度については、 γ 域までの連続的な昇温過程では、核生成と成長が重複して進行していると考えられ、加熱速度が小さくなるにつれて、核生成速度と成長速度の影響を個々に考察することが難しくなる。ただ、単相鋼あるいは 2 相鋼の一定温度での結晶粒径の時間変化は、一般に (2) 式で示される¹⁶⁾。

$$(\bar{d})^n - (\bar{d}_0)^n = k_n \cdot t \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $\bar{d}$ は時間 t 後の結晶粒の平均半径、 $\bar{d}_0$ はその初期半径、 k_n は組織と温度に依存する速度定数で、 n の値は、単相鋼では 2、2 相鋼では 3 または 4 とされている。ゆえに、Fig. 13 に概念図を示すように、最終の結晶粒径が、所定の温度に達するまでの γ 域の微小温度

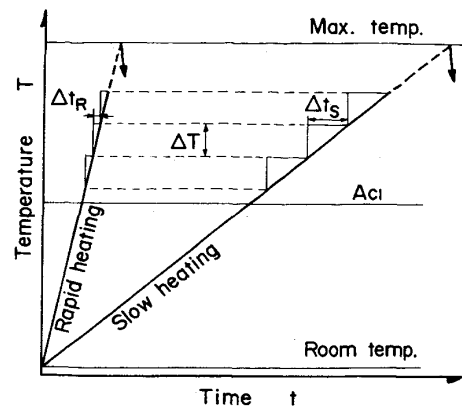


Fig. 13. Schematic figure concerning about austenite grain growth in both rapid and slow heating.

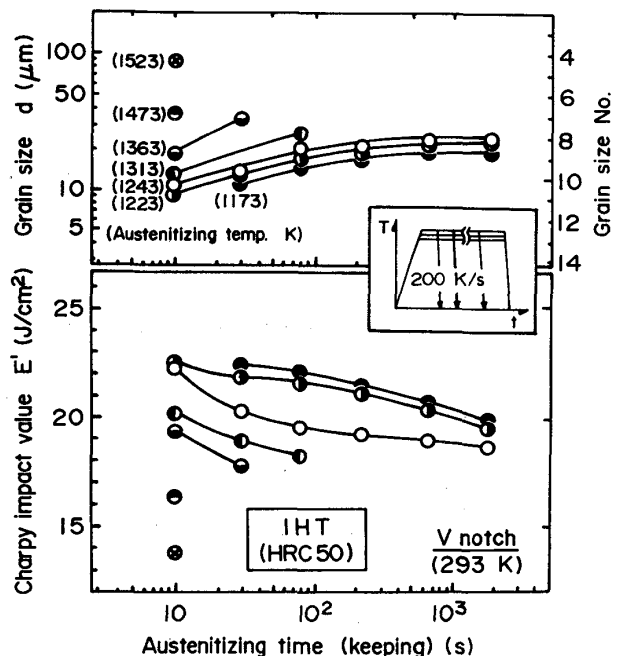


Fig. 14. Influence of austenitizing temperature and time on grain size and impact value.

区間 ΔT に対応する時間 (加熱速度が大きい場合: Δt_R , 小さい場合: Δt_S) での結晶粒成長を積算した結果と考ええると、加熱速度が大きい場合の方が各微小温度区間の滞留時間が短くなり、(2) 式から、より微細な結晶粒が得られると考えられる。

3.5.2 加熱温度と加熱時間の影響

Fig. 14 に示すように、加熱温度が同じ場合の結晶粒径は、加熱時間が長くなると大きくなるものの、長時間側では粗大化率が低下した。また、各結晶粒径の焼入材を HRC=50 級に IHT (焼もどし温度 790 K) した場合の衝撃値は、同程度の硬さであるにもかかわらず、加熱

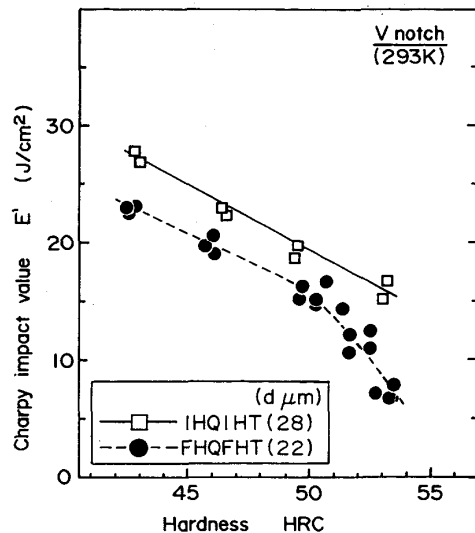


Fig. 15. Influence of austenitizing process on impact value of the materials of which grain size is almost equivalent.

温度が高くなり、加熱時間が長くなると低下し、結晶粒の粗大化と対応した。

Fig. 11 と 14 の結果は、微細結晶粒とそれに起因する優れた強靱性を得るには、急速加熱と短時間加熱 γ 化が必須であることを示していると考えられる。ここで、加熱温度が高くなることによる結晶粒の粗大化は、(2)式で速度定数 k_n の値が大きくなることに対応し、加熱時間が長くなることによる結晶粒の粗大化は、時間 t の値が大きくなることに対応すると考えられる。

3.6 同程度の結晶粒径の II 材と FF 材の靱性

II が優れた強靱化効果を示す第一の理由が微細結晶粒の効果であることが明らかになったが、同程度の結晶粒径の $d=28\mu\text{m}$ の II 材と、前報¹⁾で示した $d=22\mu\text{m}$ の FF 材の常温での衝撃値を比較した結果、Fig. 15 に示すように、II 材の方が、結晶粒径が少し大きいにもかかわらず、衝撃値は、むしろより高い値を示すという興味ある結果が得られた。また、伸び、絞りおよび遅れ破壊特性も同様の傾向を示した。すなわち、この II 材と FF 材とでは焼もどし方法も異なることから、Fig. 15 は、II の優れた強靱化効果には、IH γ 化による結晶粒微細化の効果だけでなく、IHT も重要な影響をおよぼすことを示唆していると考えられる。そこで、この点を明らかにするために IHT 単独の効果を研究し、その結果を続報する予定である。

4. 結 言

誘導加熱焼入れ焼もどし (II) が優れた強靱化効果を示す理由を明らかにするために、SUP 12 を供試鋼として、結晶粒径の影響を主体に、強靱性をはじめとする種々の機械的性質におよぼす γ 化条件の影響を研究した。その結果、次のことが明らかになった。

(1) 1 回 γ 化による $d=10\mu\text{m}$ 程度までの細粒化は、延性、靱性、遅れ破壊特性、および疲れ特性の向上に有効である。

(2) くり返し γ 化による $d=10\mu\text{m}$ 以下への超細粒化は、靱性と遅れ破壊特性の向上には有効であるが、その効果は小さく、延性と疲れ特性はむしろ低下させる。

(3) γ 化の加熱速度が大きいほど、微細な結晶粒と優れた靱性が得られ、その効果は短時間加熱により確保される。すなわち、IH γ 化の特徴である急速、短時間加熱が、結晶粒微細化と靱性の向上に役立つ。

(4) ただ、結晶粒を粗大化させた II 材が、同程度の結晶粒径の炉加熱焼入れ焼もどし (FF) 材より優れた靱性を示すことから、II 材の優れた機械的性質には、IHQ による結晶粒微細化と同様に、IHT も重要な影響をおよぼすと考えられる。この点については、IHT 単独の効果に着目した研究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に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) 藤田真一, 水馬克久, 高橋秀雄: 熱処理, **4** (1964), p. 401
- 3) 高橋栄治, 加藤猛彦, 荒川寿太郎, 幸岡 強: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 1379
- 4) R. A. GRANGE: Trans. ASM, **59** (1966), p. 26
- 5) 田村今男: 鉄鋼材料強度学 (1969) [日刊工業新聞社]
- 6) 岡林邦夫, 富田恵之, 黒木郁夫: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 661
- 7) 鋼の焼もどし脆性に関する研究 (日本鉄鋼協会編) (1976), p. 15
- 8) 三村 宏: 鉄と鋼, **64** (1978), p. 906
- 9) 中佐啓次郎, 陳 効列, 武井英雄: 日本金属学会誌, **48** (1984), p. 1060
- 10) 福井彰一: 鉄と鋼, **55** (1969), p. 151
- 11) 相原賢治: 住友金属, **26** (1974), p. 311
- 12) 小林英男: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 329
- 13) 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)
- 14) 梅本 実, 田村今男: 日本金属学会会報, **24** (1985), p. 262
- 15) 尾崎良平, 長村光造, 足立正雄, 田村今男, 村上陽太郎: 金属材料基礎学 (1985), p. 110 [朝倉書店]
- 16) 西沢泰二: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1984