

.....  
**論 文**  
 .....

## 鋼の焼入性に及ぼす熱間加工条件の影響

中島宏興\*・渡辺 敏\*<sup>2</sup>・山本重男\*<sup>3</sup>・郡 宗幸\*<sup>3</sup>

### Effect of Hot Working on the Hardenability of Steels

Hirooki NAKAJIMA, Satoshi WATANABE, Shigeo YAMAMOTO, and Muneyuki KOORI

#### Synopsis :

The effect of hot working on the hardenability of steels was investigated. 0.4%C-1%Cr steels were used and hot working was carried out by means of rolling. The following results were obtained.

The heating temperature for hot working affected the hardenability of steels. An increase in the temperature from 1 050°C to 1 250°C decreased the Vickers hardness by about 50 in the cooling condition in which the hardness after cooling from the austenitizing temperature decreased most steeply with a decrease of cooling rate. Effect of the working temperature and working ratio was small.

These results were due to the change of austenite grain size in relation to the condition of hot working. When the heating temperature for hot working is higher and all aluminum nitrides dissolve into austenite, fine aluminum nitrides precipitate in the heating for normalizing after rolling and suppress the growth of austenite grain. When the heating temperature is lower and a part of aluminum nitrides does not dissolve, large particles of aluminum nitride distribute scatteringly and austenite grain grows larger. The hardenability of steels is varied according to the austenite grain size.

## 1. 結 言

鋼の焼入性を支配する最大の要因はその鋼の化学組成であるが、同一鋼においても製造から焼入れまでの処理条件、特に熱処理条件によつて焼入性は大幅に変化する。そこで熱処理条件については、焼入れおよびその前処理である焼ならしを中心にして多くの検討がなされている<sup>1)~5)</sup>。しかし、焼ならしのさらに前段階である熱間加工の影響については、心ずしも十分な検討が行われていない。JISの鋼の焼入性試験方法 G0561 の解説において、供試材を鍛造または圧延によつて作成する場合に鋼種によつては鍛造温度が試験値に影響することがあるので、鍛造作業を一定条件で行うように注意する必要があることが述べられている。そしてその詳細は今後の検討課題とされている。

小柳ら<sup>6)</sup>は鉛快削鋼 (0.4%C-1%Cr-0.15%Pb) を用いて、920~1 150°C の範囲で鍛造および圧延温度の焼入性に及ぼす影響を調べた。焼入性は加熱および加工温度 1 050°C において最高になり、温度がこれより高い場合あるいは低い場合には低下した。さらに、SCr 420

H, 440H, SCM 420H, 440H 鋼について、鍛造温度 1 000~1 200°C の範囲で、焼入性に及ぼす鍛造温度の影響が調べられた<sup>7)</sup>。SCr 系の鋼では鍛造温度の影響は小さく、SCM 系の鋼ではより顕著に現れた。そして鍛造温度の上昇とともに焼入性は低下した。

これらの実験では、熱間加工における加熱温度と加工温度が同時に変動しており、両者のそれぞれの影響が明確でない。そこで、本報告では熱間加工における加熱温度と加工温度を分離させて、鋼の焼入性に及ぼす熱間加工条件の影響を検討した。

## 2. 実 験 方 法

### 2.1 試 料

実験試料は JIS SCr 440 に相当する Cr 鋼を真空溶解によつて作製した。その化学組成を Table 1 に示す。

Table 1. Chemical composition of samples (%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	sol. Al	N
K1	0.42	0.33	0.83	0.004	0.007	1.04	0.041	0.0071
K2	0.42	0.37	0.86	0.004	0.007	0.99	<0.005	0.0068

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 4 月 8 日受付 (Received Apr. 8, 1981)

\* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku 153)

\*<sup>2</sup> 金属材料技術研究所 (現:法政大学) 工博 (National Research Institute for Metals, Now Hosei University)

\*<sup>3</sup> 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

Table 2. Rolling condition of specimens.

Rolling Procedure	Heating temp.* (°C)	Starting temp. of rolling (°C)	Finishing temp. of rolling** (°C)	Working ratio***
1	1 250	1 250	1 030	5.7
2	1 250	1 050	970	5.7
3	1 050	1 050	960	5.7
4	1 050	1 050	820	5.7
5	1 250		No rolling	0
6	1 050		"	0

\* Holding time was 30 min.

\*\* Surface temperature of specimens was measured with a noncontact thermometer.

\*\*\* Ratio of cross-sectional area before and after hot working.

K1 鋼は Al を添加して結晶粒度の調整を行い、K2 鋼は比較のために Al を無添加とした。20 kg 鋼塊を 1 150°C に加熱し、1 h 保持後 2 ヒートで 31 mm 角に鍛圧し供試材とした。

## 2.2 熱間加工

熱間加工は上記の 31 mm 角材を再加熱後、6 パスで 13 mm 角に圧延した。加工条件を Table 2 に示す。圧延番号 2 と 3 では、加工温度を同一とし加熱温度を変化させた。圧延番号 1 と 2、3 と 4 ではそれぞれ加熱温度が同一であり、加工温度を変化させた。さらに、圧延番号 5、6 は加工度の影響を調べるために、加熱後熱間加工を行わずにそのまま空冷した。

圧延番号 1、3、4 における加工開始温度は加熱温度と同一としてあるが、実際に試料を加熱炉からとり出して圧延を開始するまでに若干の温度低下（予備実験によると 50°C 程度）があった。圧延における各パス間の経過時間は 5 s としたが、圧延番号 4 においては、加工終了温度を低下させるために 15 s に延長した。圧延終了温度は二色温度計により試料表面の温度を測定した。

圧延後、試料の一端を切断し、圧延後のオーステナイト ( $\gamma$ ) 結晶粒度測定のために水冷した。そして残りは空冷して焼入性測定試料とした。

## 2.3 焼入性の測定

焼入性測定のための熱処理は JIS の鋼の焼入性試験方法に準じて行つた。まず、焼ならしは 870°C で 1 h 保持後空冷したが、加熱および冷却条件は 30 mm 丸棒に相当するように調節した。焼ならし後、機械加工して 3 mm $\phi$  × 10 mm l の焼入用試験片を作製した。焼入れは熱膨張測定装置 (formastor) によつて行い、一端焼入試験法における熱履歴を再現させた。すなわち、一端焼入試験片に相当する速度で  $\gamma$  化温度に加熱し<sup>†</sup>、30 min 保持後、K1 鋼においては一端焼入試験片の水冷端から 15 mm、K2 鋼においては同じく 25 mm の距離に相当

する条件で冷却した<sup>†2</sup>。そして冷却後の試験片の硬さによつて焼入性を比較した。

硬さの測定はビッカース硬さ計によつて 30 kgf の荷重で行つた。試験片の表面を 0.4 mm 除去し、相対する二面についてそれぞれ 4 点ずつ測定し、これらの平均値をもつて硬さの測定値とした。

焼入れにおける冷却条件は、冷却後の硬さが冷却速度の変化によつて最も急激に変化する条件に相当し、次の予備実験によつて求めた。すなわち、圧延番号 1 の試料を用いて上記の実験方法に従つて 845°C で  $\gamma$  化後、水冷端 10 mm から 5 mm 間隔で 40 mm までの各距離に相当する冷却条件で冷却した<sup>†2</sup>。そして冷却後の試験片の硬さを測定し、水冷端からの距離の増加すなわち冷却速度の減少に対して硬さが最も急激に低下する冷却条件を求めた。この冷却条件が K1 鋼では水冷端から 15 mm、K2 鋼では同じく 25 mm の距離に相当していた。

## 2.4 $\gamma$ 結晶粒度の測定

$\gamma$  結晶粒度の測定は、圧延加熱時、圧延後、焼ならし加熱時、焼入加熱時、の各段階の  $\gamma$  結晶粒について、JIS G 0552 の切断法によつて行つた。 $\gamma$  結晶粒界は表面活性剤を添加したピクリン酸水溶液によつて現出した。

## 2.5 AIN の分析、AIN および炭化物の観察

AIN の分析はエステルハロゲン法によつて行つた。AIN および炭化物の電顕観察にはカーボン膜による抽出レプリカを用いた。AIN の抽出は腐食および剥離ともに 2% 硝酸アルコール溶液を用いて行つた<sup>9)</sup>。炭化物の抽出は腐食を 5% ピクリン酸 + 1% 塩酸アルコール溶液によつて行い、剥離を 10% 塩酸アルコール溶液中の電解によつて行つた。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 K1 鋼の焼入性

#### 3.1.1 焼入性に及ぼす熱間加工条件の影響

K1 鋼について、水冷端から 15 mm の距離に相当する冷却条件における硬さに及ぼす熱間加工条件の影響を Fig. 1 に示す。圧延加熱温度が 1 250°C (圧延番号 1, 2)

† 一端焼入試験片の実測の昇温曲線を 10 本の折線によつて再現させた。  
<sup>†2</sup> 時弘ら<sup>9)</sup>による一端焼入試験における冷却母曲線より各距離における冷却曲線を算出し、これを 20 本の折線によつて再現させた。実際に得られた再現冷却曲線はほぼスムーズな曲線になった。

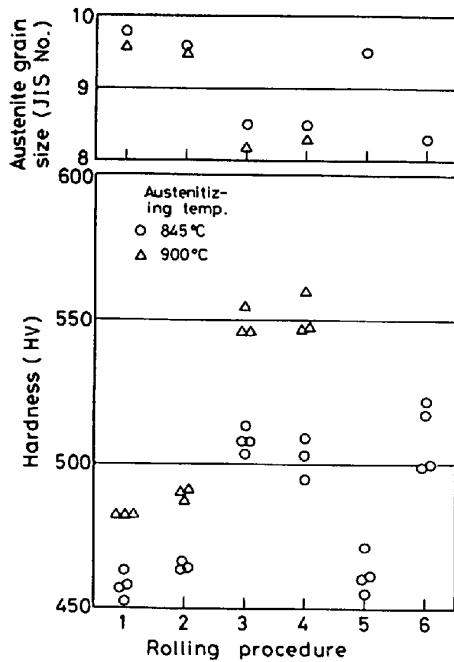


Fig. 1. Effect of rolling procedure on the hardness of specimens cooled at a rate equivalent to 15 mm distance of Jominy specimen and on the austenite grain size of specimens austenitized at 845°C or 900°C for quenching (K1 steel).

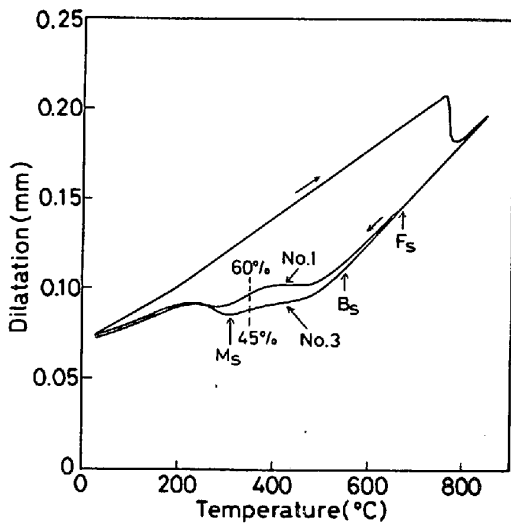


Fig. 2. Dilatation-temperature curve in the specimens of rolling procedure 1 and 3, cooled at a rate equivalent to 15 mm distance of Jominy specimen (K1 steel).

から 1050°C (圧延番号 3, 4) に低下することによって、硬さは約 Hv 50 増加した。この傾向は小柳らの結果<sup>6)</sup>と一致している。一方、熱間加工温度の変化 (圧延番号 1 と 2 あるいは 3 と 4) による硬さの差はわずかである。焼入れのための  $\gamma$  化温度が 900°C の場合には、845°C の場合に比べて硬さの値は高くなっているが、上述の熱間加工条件の影響はほぼ同様に認められる。次に

加工度の影響については、熱間加工を全く行わなかった場合の硬さ (圧延番号 5, 6) と種々の条件で加工を行った場合の硬さとの間にはほとんど差が認められなかった。

これらの結果から、熱間加工条件の中で加熱温度の影響が大きく、加工温度および加工度の影響は小さいことが結論される。

Fig. 2 は 15 mm の距離に相当する冷却条件における熱膨張曲線の例を示す。 $\gamma$  化温度からの冷却において、Ms よりやや高い 350°C までの変態量は、圧延番号 1 の試料では 670°C から 5% のフェライト、550°C から 55% のベイナイトが生成することによって 60% になる。一方、圧延番号 3 の試料では 550°C から生成する 45% のベイナイトのみである。この変態量の差が、約 Hv 50 の硬さの差を生じさせているのである。

### 3.1.2 焼入性と $\gamma$ 結晶粒度の関係

焼入性は  $\gamma$  結晶粒度によって影響をうけることが知られているので、各圧延条件の試料について焼入加熱時における  $\gamma$  結晶粒度を測定した。その結果を Fig. 1 に示す。硬さと  $\gamma$  結晶粒度の変化はよく対応している。そこで Fig. 1 の結果から硬さと  $\gamma$  結晶粒度の関係をプロットすると Fig. 3 のようになる。 $\gamma$  化温度の相違によって別々のグループに分かれているが、 $\gamma$  結晶粒度番号 1 の増加によって、硬さは Hv 40~50 低下している。小柳ら<sup>6)</sup>は 0.4%C-1%Cr-0.15%Pb 鋼について、水冷端から 12.5 mm の距離において、 $\gamma$  結晶粒度番号 1 の増加によって HRC 1.7~10 の硬さ低下を報告している。本実験の結果は小柳らの結果のほぼ中間的な値に相当す

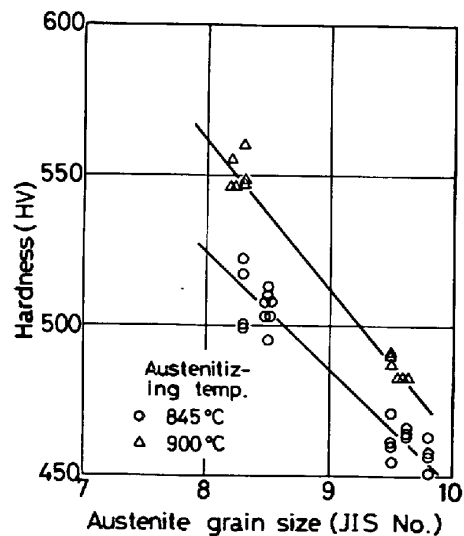


Fig. 3. Relation between the hardness of specimens cooled at a rate equivalent to 15 mm distance of Jominy specimen and the austenite grain size (K1 steel).

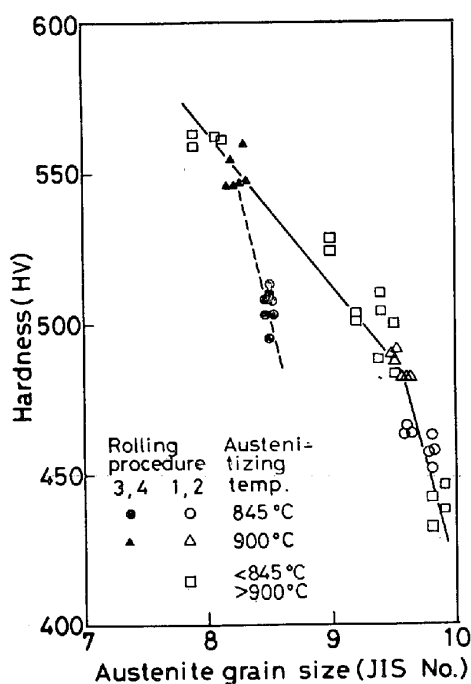
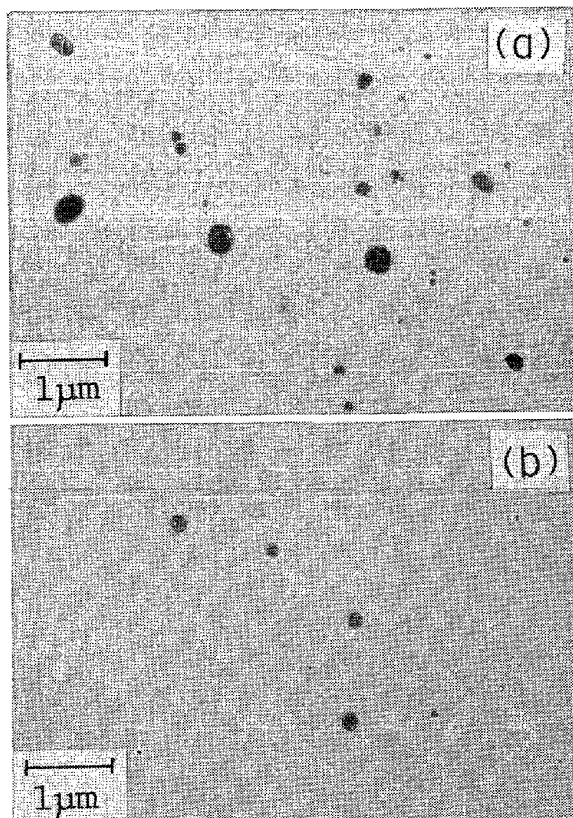


Fig. 4. Relation between the hardness of specimens cooled at a rate equivalent to 15 mm distance of Jominy specimen and the austenite grain size (K1 steel).

る。このような結果は、熱間加工条件による焼入性の変化の大きな原因は、 $\gamma$ 結晶粒度の変化にあることを示している。

そこで、焼入性と $\gamma$ 結晶粒度の関係をさらに詳細に検討するために、K1鋼の圧延番号1, 2 (1250°C加熱)の試料を用いて、 $\gamma$ 化温度を825~1050°Cに変化させることによつて $\gamma$ 結晶粒度を変化させ、硬さと $\gamma$ 結晶粒度の関係を求めた。そして圧延番号3, 4 (1050°C加熱)の試料のデータが、この関係曲線に対してどのような関係にあるかを調べた。Fig. 4にその結果を示す。 $\gamma$ 化温度900°Cのデータ(▲印)は曲線上にあり、このことは圧延番号3, 4の高い焼入性は $\gamma$ 結晶粒の粗大化が原因であることを示している。ただし、 $\gamma$ 化温度845°Cのデータ(●印)は曲線よりかなり下側にはずれており、Fig. 3において $\gamma$ 化温度845°Cの直線が900°Cの直線よりも下方にあつたこととともに、この場合には $\gamma$ 結晶粒度以外の要因も作用していることを示している。

そこで、次にこの点を検討した。Fig. 4において圧延番号1, 2の硬さ- $\gamma$ 結晶粒度の曲線を見ると、この場合にも $\gamma$ 化温度が900°Cより低くなると、硬さが急激に低下する傾向がみられる。このことから本実験鋼においては、 $\gamma$ 化温度845°Cあるいはそれ以下の場合の焼入性は、熱間加工履歴のいかににかかわらず、何らかの



(a) austenitized at 825°C for 30 min  
(b) austenitized at 845°C for 30 min

Photo. 1. Undissolved carbides extracted from K1 steel.

原因によつて $\gamma$ 結晶粒度に対応した値よりも低くなつていふと考えられる。

この原因として炭化物の未固溶が考えられるので、炭化物の固溶状況を調べた。光学顕微鏡観察では、825°C以上の $\gamma$ 化温度において炭化物は完全に固溶しているようであつた。しかし抽出レプリカによる電子顕微鏡観察では、Photo. 1に示すように、 $\gamma$ 化温度の低い場合には直径0.1~0.3 $\mu$ 程度の未溶解炭化物が認められた<sup>13</sup>。未溶解炭化物は $\gamma$ 化温度の上昇とともに減少し、900°Cにおいては全く認められなかつた。

次にボロンは数ppm程度の微量であつても焼入性を増加させること<sup>10)11)</sup>、そして焼入れのための $\gamma$ 化温度が低いと固溶ボロン量が少なくなり焼入性が低下すること<sup>12)</sup>が報告されている。そこでK1鋼についてボロン量を分析したが、その量は1ppmであつた。したがつてボロンの影響は考慮しなくてもよいであろう。

これらの結果から、 $\gamma$ 化温度845°Cの場合の焼入性が $\gamma$ 結晶粒度に対応した値よりも低かつたのは、炭化物が完全に固溶しなかつたためと考えられる。そして $\gamma$ 化温度900°Cにおいて炭化物が完全に固溶した場合に、硬さと $\gamma$ 結晶粒度との間に一義の関係が成立したこと

<sup>13</sup> 炭化物は電子線回折によりセメントイトであつた。

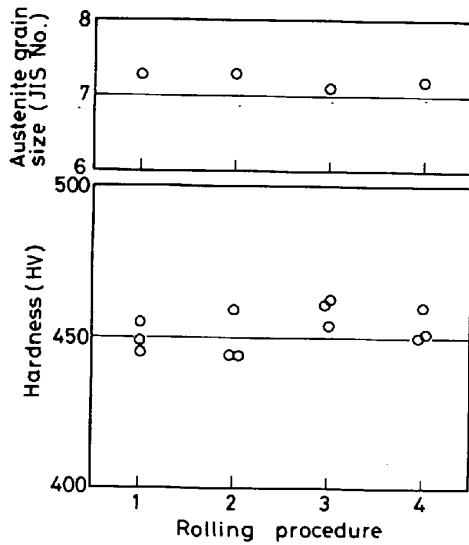


Fig. 5. Effect of rolling procedure on the hardness of specimens austenitized at 845°C and cooled at a rate equivalent to 25 mm distance of Jominy specimen and on the austenite grain size of specimens austenitized at 845°C for quenching (K2 steel).

は、熱間加工条件による焼入性の変化の原因は $\gamma$ 結晶粒度の変化にあるとしてよいであろう。

3.2 K2鋼の焼入性

K2鋼についてK1鋼と同様に Table 2 の 1~4 の条件で熱間加工した後の焼入性を調べた。焼入性試験の際の $\gamma$ 化温度は 845°C とした。K2鋼ではK1鋼に比べて $\gamma$ 結晶粒が大きく焼入性が高かったため、硬さが最も急激に変化する冷却条件は水冷端から 25 mm の距離に相当する冷却条件に移動した。そこで、K2鋼についてはこの冷却条件における硬さおよび $\gamma$ 結晶粒度を測定した。その結果を Fig. 5 に示す。

K2鋼においては熱間加工条件の影響は小さい。すなわち、圧延番号 1, 2 (1250°C 加熱) に比べて圧延番号 3, 4 (1050°C 加熱) で硬さが若干高く、 $\gamma$ 結晶粒度番号が若干小さい程度である。このようにK2鋼においても熱間加工条件の影響が硬さと $\gamma$ 結晶粒度の両者においてよく一致していることは、K1鋼において熱間加工条件の相違によって生じた焼入性の変動の主な原因が $\gamma$ 結晶粒度の変化にあるとしたことを支持しているといえる。

3.3  $\gamma$ 結晶粒度の変化

3.3.1  $\gamma$ 結晶粒度に及ぼす熱間加工条件の影響

熱間加工条件の変化は、 $\gamma$ 結晶粒度を変化させることによって焼入性に影響を及ぼしていると考えられた。そこで熱間加工から焼入れまでの各段階について、 $\gamma$ 結晶粒度に及ぼす熱間加工条件の影響を検討した。Fig. 6に K1 鋼, Fig. 7 に K2 鋼についての結果を示す。

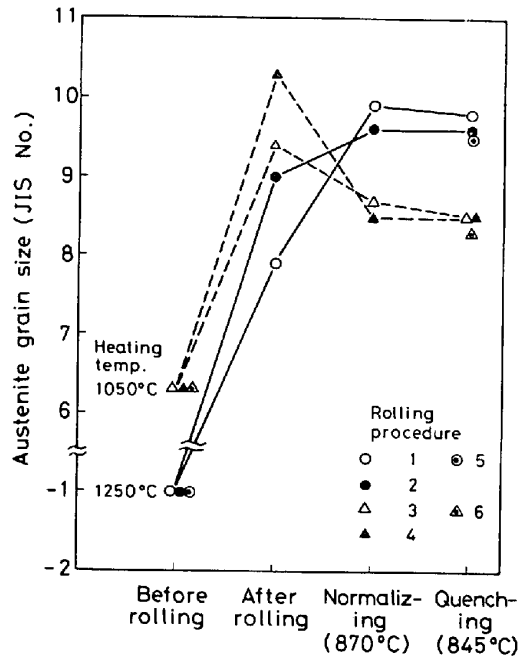


Fig. 6. Austenite grain size at processes from rolling to quenching (K1 steel).

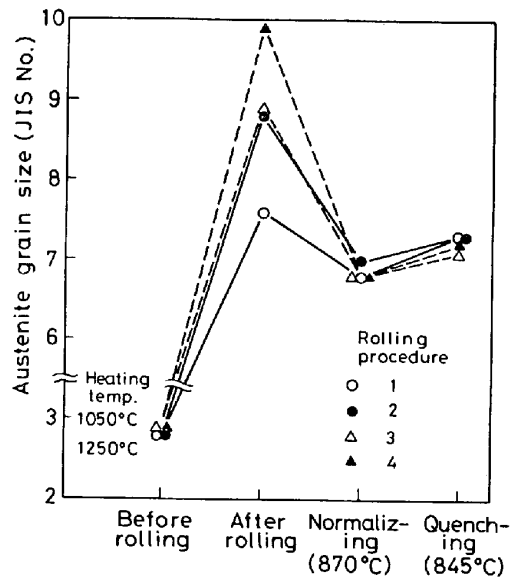


Fig. 7. Austenite grain size at processes from rolling to quenching (K2 steel).

K1鋼の圧延前の $\gamma$ 結晶粒は、1250°C 加熱においては 1050°C 加熱に比べて著しく粗大化している。一方、K2鋼では加熱温度の影響をほとんど受けていない。これらの状態から圧延を行うと、各パスごとに加工、再結晶がくり返されて $\gamma$ 結晶粒は次第に微細になる。そして圧延終了後の $\gamma$ 結晶粒は、圧延終了温度が低いほど細粒になる。

圧延後の焼ならしのために 870°C に加熱したときに、K1鋼の $\gamma$ 結晶粒度には熱間加工条件の影響が現れている。一方、K2鋼では熱間加工条件の影響は認めら

れず、 $\gamma$  結晶粒度はほぼ一定になっている。焼ならしに続いて行われる焼入れのための加熱 (845°C) における  $\gamma$  結晶粒径は、K1 鋼では焼ならしの場合とはほぼ同様であり、K2 鋼では若干小さくなっている。そして熱間加工条件の影響は、両鋼とも焼ならしの場合と全く同様である。

K1 鋼について焼ならしおよび焼入加熱における  $\gamma$  結晶粒度に及ぼす熱間加工条件の影響をみると、

(1) 圧延のための加熱温度の影響が強く現れる。すなわち、 $\gamma$  結晶粒は 1250°C 加熱試料では 1050°C 加熱試料よりも微細になり、粒度番号で約 1.2 増大している。

(2) 加工温度の影響は小さい。加工温度が低くなると  $\gamma$  結晶粒は若干粗大になる傾向を示すようである (粒度番号で 0.2~0 の減少) が、明確ではない。

(3) 加工度の影響は小さい。加工を全く加えない場合に  $\gamma$  結晶粒は若干粗大になる傾向を示す (粒度番号で 0.2 の減少) 程度である。

熱間加工後再加熱したときの  $\gamma$  結晶粒度に及ぼす熱間加工条件の影響については、小柳ら<sup>6)</sup>は 0.4% C-1% Cr 鋼において加熱温度および加工開始温度の両者を同時に 920~1150°C に変化させた。そして 870°C に続いて 845°C へ再加熱したときの  $\gamma$  結晶粒径は、これらの温度が 1050°C をこえて高くなるにつれて小さくなることを報告している。荒川ら<sup>13)</sup>は SCr 415 鋼を 1160±50°C に加熱し、加工終了温度を 700~900°C に変化させた。875°C へ再加熱したときの  $\gamma$  結晶粒は、終了温度 700°C の場合にはかなり粗大になつたが、800 および 900°C の場合には微細でしかも両者の間には差が認められなかつたことを報告している。また、荒川ら<sup>14)</sup>の報告によると、低炭素鋼を 1120±30°C に加熱し加工終了温度を 770~1030°C に変化させた場合、終了温度が 840°C より低くなると  $\gamma$  結晶粒の粗大化温度は低下した。しかし、粗大化温度以下の温度 (たとえば 925°C) における  $\gamma$  結晶粒度には差が認められなかつた。

熱間加工度の影響については、荒川ら<sup>13)</sup>は低炭素鋼について鍛造比 5~32 において、875°C×6 h の再加熱における  $\gamma$  結晶粒度には影響が認められなかつたことを報告している。田坂ら<sup>15)</sup>も SUJ 2 鋼について、840~920°C×30 min の加熱における  $\gamma$  結晶粒度は、鍛造比 4.5~762 において熱間加工度の影響をうけなかつたことを報告している。一方、木下ら<sup>16)</sup>の報告によると、0.2% C-1% Cr-0.3% Mo 鋼において 875°C×5 h 再加熱における  $\gamma$  結晶粒は、熱間加工度の増加とともに微細になり、圧延率 50% において粒度番号で 0.5~1.4 増加し

た。

本実験の結果にこれらの報告の結果を合わせて考えると、再加熱時の  $\gamma$  結晶粒度に及ぼす熱間加工条件の影響については、加熱温度の影響が非常に大きく、加工温度および加工度の影響は小さいと考えてよいであろう。ただし、加工度については影響のあることも報告されているから、今後さらに検討されることが望ましい。

### 3.3.2 $\gamma$ 結晶粒度と AlN の固溶・析出挙動の関係

Al の添加された K1 鋼の  $\gamma$  結晶粒度が圧延加熱温度の影響を強くうけ、一方、Al の添加されない K2 鋼においては影響が小さいということは、 $\gamma$  結晶粒度の変化は鋼中の AlN の固溶・析出と密接な関係をもっていることを示唆している。そこで K1 鋼について、熱間加工から焼入れまでの過程における AlN の固溶・析出挙動を調べた。その結果を Fig. 8 に示す。

まず圧延のための加熱後においては、加熱温度が 1050°C の場合には未固溶の AlN がかなり残存している。この残存窒化物は  $\gamma$  結晶粒の成長を抑制していると考えられ、実際に圧延開始前の  $\gamma$  結晶粒は粒度番号 6.3 であり、あまり粗大化していなかつた。一方、1250°C 加熱の場合には AlN はほぼ完全に固溶している。そしてこれに対応して  $\gamma$  結晶粒は粒度番号 1.0 であり、著しく粗大化していた (Fig. 6)。

$\gamma$  中における AlN の固溶度に関しては、DARKEN ら<sup>17)</sup>は平衡状態における式として

$$\log [Al][N] = -7400/T + 1.95 \dots\dots\dots (1)$$

[ ] 内は %,  $T$  は K で表す

を提案している。さらに、実用的な加熱時間における固溶度は平衡状態におけるよりもかなり小さいことが報告されている<sup>12)18)19)</sup>。そして LESLIE ら<sup>18)</sup>は数 h 程度の加熱におけるみかけ上の溶解度積を表す式として

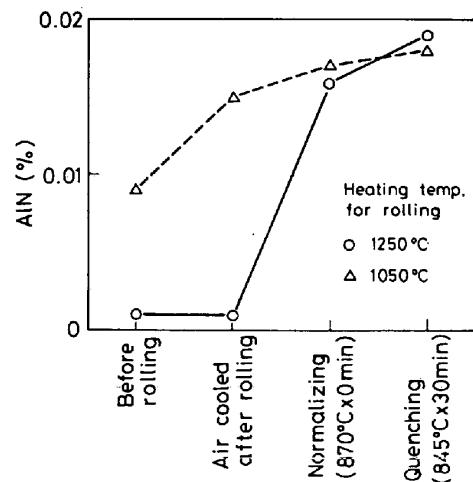


Fig. 8. Amount of aluminum nitride at processes from rolling to quenching (K1 steel).

$$\log [Al][N] = -6700/T + 1.033 \dots\dots\dots (2)$$

を提案している。K1 鋼の場合、AlN が  $\gamma$  中に完全に固溶する温度は、(1)式によると 1080°C、(2)式によると 1210°C になる。したがって、どちらの式によっても 1050°C では未固溶の AlN が残存し、1250°C では完全に固溶することになる。本実験鋼の 1050°C における未固溶の AlN 量は、(1)式によると 0.004%、(2)式によると 0.013% になり、本実験結果の 0.009% は両者の中間的な値になっている。

圧延後室温まで空冷した試料における AlN 量は、1250°C 加熱の場合には圧延前と変わらない。このことは、圧延後の冷却中に AlN は再析出しなかつたことを示している。土生ら<sup>12)</sup>や渡辺ら<sup>20)</sup>も空冷程度の冷却速度においては再析出しないことを報告している。一方、1050°C 加熱の場合には AlN 量は増加しており、冷却中にある程度の AlN の再析出がおこつたことを示している。これは、未固溶の AlN が残存する場合には析出が促進される<sup>19)</sup>ためと考えられる。抽出レプリカにおいても、1250°C 加熱試料では AlN は全く観察されなかつた。一方、1050°C 加熱試料では Photo. 2 に示すように、長さ 0.2~0.3  $\mu$  程度の AlN が多く観察され、さらに 1  $\mu$  程度のものも認められた。

焼ならし加熱時における結晶粒度への AlN の影響については、昇温過程における AlN の析出が重要であると考えられる。そこで圧延試料を焼ならしするときと同一の条件で加熱し、昇温後直ちに急冷したときの AlN 量を調べた。その結果を Fig. 8 に示す。1250°C 加熱試料では焼ならし温度 (870°C) への昇温過程において多量の AlN が析出し、AlN 量は 1050°C 加熱試料とほぼ同様になる。田知本ら<sup>19)</sup>も再加熱したときの AlN の析出は、フェライト域の高温域において非常に早く、 $\gamma$  化の際には加熱途中で析出がほぼ完了することを報告している。

ところで AlN の  $\gamma$  結晶粒度への影響としては、析出量のみならず分布状態も重要である。焼ならし加熱における AlN の析出状態を Photo. 3 に示す。AlN がいつたん完全に固溶した 1250°C 加熱試料では、0.05  $\mu$  程度の微細な AlN が多数観察された(a)。一方、未固溶の AlN が残存した 1050°C 加熱試料では、圧延ままと同様に 0.2~0.3  $\mu$  程度の大きな AlN が多かつた(b)。焼ならし加熱において AlN 量は同様であつても、このような分布状態の差が  $\gamma$  結晶粒の成長抑制効果に差をもたらし、1250°C 加熱試料の  $\gamma$  結晶粒は 1050°C 加熱試料よりも微細になつたと考えられる。

そして、焼ならし加熱における AlN の析出量および

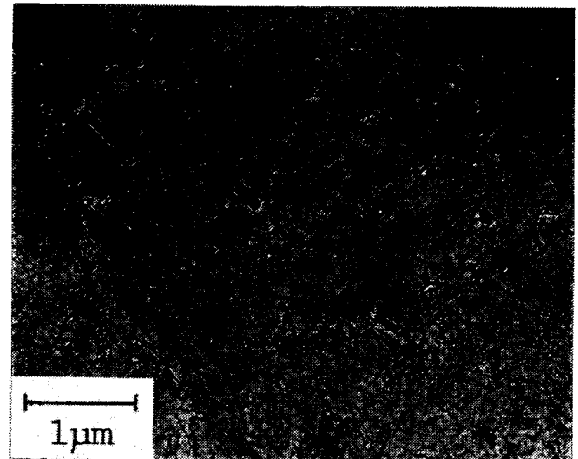
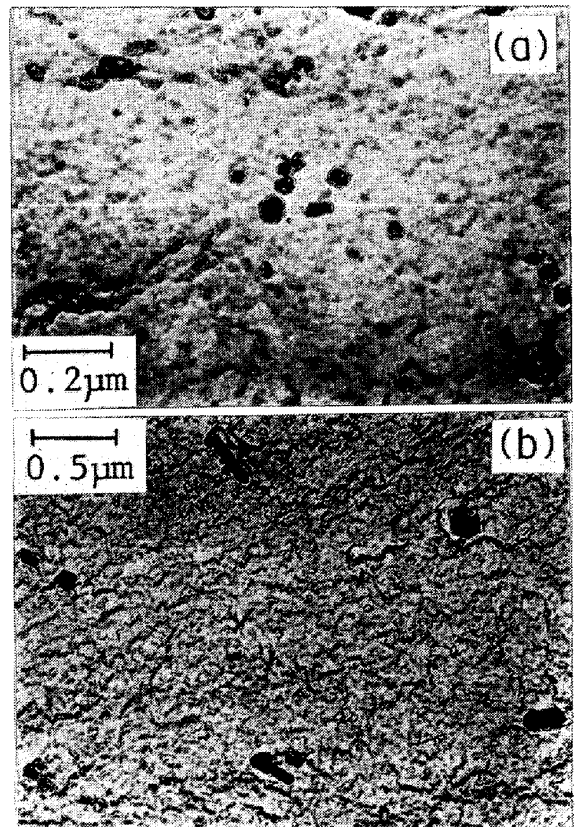


Photo. 2. Aluminum nitrides extracted from K1 steel rolled after heating at 1050°C.



(a) heated at 1250°C for rolling  
(b) heated at 1050°C for rolling

Photo. 3. Aluminum nitrides extracted from K1 steel reheated at 870°C after rolling.

分散状態は、次の焼入加熱においてもほぼ引き継がれる。そこで、焼入加熱における  $\gamma$  結晶粒度は、焼ならしにおけるそれとほぼ同様になると考えられる。

本実験では圧延のための加熱保持時間は一定 (30 min) としその影響は調べなかつたが、保持時間も AlN の固溶に影響を及ぼすと考えられ、したがって  $\gamma$  結晶粒度、さらには焼入性に影響を及ぼすであろうと考えられる。

本実験における結果から、鋼の焼入性試験における試

験値のばらつきを小さくするために、供試材を鍛造または圧延によつて用意する場合の熱間加工条件として、加熱条件、特に加熱温度を明確に規定することが望まれる。加熱条件としては、AIN が完全に固溶する温度と時間が適切であろう。

#### 4. 結 論

鋼の焼入性に及ぼす熱間加工条件の影響を調べるために、SCr 440 に相当する Cr 鋼を用いて実験した。

(1) 熱間加工条件の中で加熱温度の影響は Al を含有する鋼において大きい。加熱温度が 1050°C から 1250°C に上昇することによつて、硬さが最も急激に変化する焼入冷却条件における硬さは約 Hv 50 低下した。一方、Al を含有しない鋼においては加熱温度の影響は小さい。

(2) 加工温度および加工度の影響は Al の含有の有無にかかわらず小さい。

(3) これらの結果の主な原因は、熱間加工履歴にともなつておこるオーステナイト結晶粒度の変化にある。Al を含有する鋼では、熱間加工のための加熱温度が高く鋼中の AIN が十分に固溶した場合には、AIN は圧延後の焼ならし加熱過程において微細に析出し、オーステナイト結晶粒の成長を抑制する効果が大きい。加熱温度が低く未固溶の AIN が残存する場合には、AIN は粗大に分布し、オーステナイト結晶粒もより粗大になる。一方、Al を含有しない鋼では、このような AIN の効果がないので、加熱温度の高低にかかわらず結晶粒度はほぼ一定になる。そして、焼入性はオーステナイト結晶粒度に対応して変化する。

終わりに、本研究に有益な御助言をいただいた金属材料技術研究所 荒木 透所長に深く感謝致します。また、試料の作製および熱間加工の実験に協力された同所工業化研究部 三井達郎室長および溶解圧延室の皆様へ感謝の意を表します。

#### 文 献

- 1) J. WELCHNER, E. S. ROWLAND, and J. E. UBBEN: Trans. ASM, 32 (1944), p. 521
- 2) The Iron and Steel Institute: Symposium on the Hardenability of Steel, ISI Special Report No. 36 (1946)
- 3) W. PETER and A. ROSE: Arch. Eisenhüttenw., 22 (1951), p. 303
- 4) 飯島一昭: 日本金属学会誌, 26 (1962), p. 412
- 5) E. P. KLIER and J. JELLISON: Trans. ASM, 57 (1964), p. 186
- 6) 小柳 明, 田端義信, 金子元彦: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 1213
- 7) 日本鉄鋼協会共同研究会特殊鋼部会: 鋼の熱入性試験方法の検討 (1976)
- 8) 時弘義雄, 田村今男: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1639
- 9) 長谷部茂雄: 日本金属学会会報, 1 (1962), p. 527
- 10) 宮川哲夫, 山本俊郎, 熊谷憲一, 大木喬夫, 渡辺朋哉, 山田忠政: 鉄と鋼, 63 (1977), S 329
- 11) C. R. SIMCOE, A. B. ELSEA, and G. K. MANNING: Trans. AIME, 206 (1956), p. 984
- 12) 土生隆一, 宮田政祐, 田向 陵, 関野昌蔵: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1598
- 13) 荒川武二, 小田昭午: 学振 19 委-No. 6269; 今井勇之進, 佐々木寛, 香川博幸: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1592 による
- 14) 荒川武二, 小田昭午: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 1354
- 15) 田坂鋼二: 鉄と鋼, 44 (1958), p. 416
- 16) 木下修司, 上田武司, 鈴木 章: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 403
- 17) L. S. DARKEN, P. R. SMITH, and E. W. FILER: Trans. AIME, 191 (1951), p. 1174
- 18) W. C. LESLIE, R. L. RICKET, C. L. DOSTON, and C. S. WALTON: Trans. ASM, 46 (1954), p. 1470
- 19) 田知本一雄, 雑賀喜規, 深川宗光: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1971
- 20) 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1851