

## 1. 緒言

鋼を安定オーステナイト温度域で加工し、ただちに焼入れしてマルテンサイト変態を起させる加工熱処理は、低合金鋼から炭素鋼にまで適用でき、実用的な方法の一つである。この処理の場合、加工温度をオーステナイトの再結晶温度(800~850℃)より高温にとると、加工中あるいは加工後ただちに再結晶が生じるため、えられる強化は小さいが、オーステナイトの細粒化が達成される。しかるに、加工温度をオーステナイトの再結晶温度より低くとると、回復等は生ずるけれども、えられる強化は比較的大きい。そこで、オーステナイトの再結晶温度より高温で第1段の加工を行ってオーステナイトの細粒化をはかり、続いてオーステナイトの再結晶温度付近あるいはそれ以下の温度に冷却して第2段の加工を行ない、ただちに焼入れすることによってより一層の強化が期待される。本研究では、この方法を2段改良オースフォームと呼ぶことにし、機械構造用合金鋼に適用してマルテンサイトの強化効果を調査した。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試鋼

実験には機械構造用合金鋼のNi-Cr鋼およびCr-Mo鋼の中からそれぞれ1種をえらび使用した。その化学組成をTable 1に示す。

直径32mmの市販棒鋼を熱間平圧延により所要の厚さとし、窒素ガス中にて焼なましを行った。

## 2.2 加工熱処理プロセス

本研究で行った加工熱処理のプロセスをFig.1に示す。(a)は通常熱処理CHTと通常の1段加工の改良オースフォームCMAの2つのプロセスを示す。プロセスAは、温度950℃で加工してただちに焼入れる処理、Bは加熱温度950℃から空冷して850℃の温度で加工して焼入れるプロセスである。(b)は改良オースフォームにおいて加工後のオーステナイトに再結晶を起させることを目的としたもので、プロセスCは加工後空冷して850℃に達したときに焼入れる処理、Dは空冷して850℃に達したときにその温度の炉に一定時間保持して焼入れるプロセスである。以上のプロセスCHT、A~Dはいずれも以下に述べる2段改良オースフォームの効果を比較するためのものである。(c)

Table 1

| Steel  | C    | Si   | Mn   | Cr   | P     | S     | Cu   | Ni   | Mo   |
|--------|------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| SNC631 | 0.33 | 0.20 | 0.57 | 0.73 | 0.013 | 0.012 | 0.08 | 2.61 | —    |
| SCM435 | 0.35 | 0.24 | 0.70 | 1.04 | 0.024 | 0.016 | 0.01 | 0.03 | 0.16 |

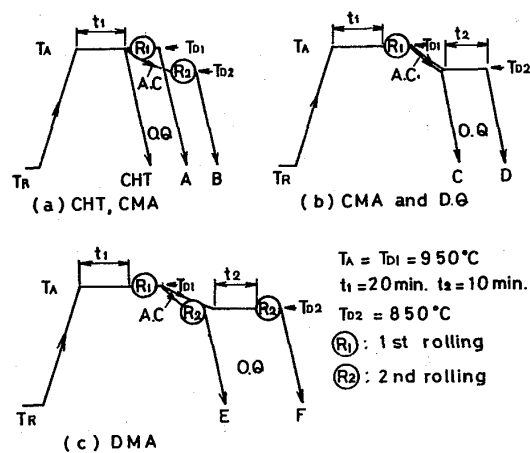


Fig. 1

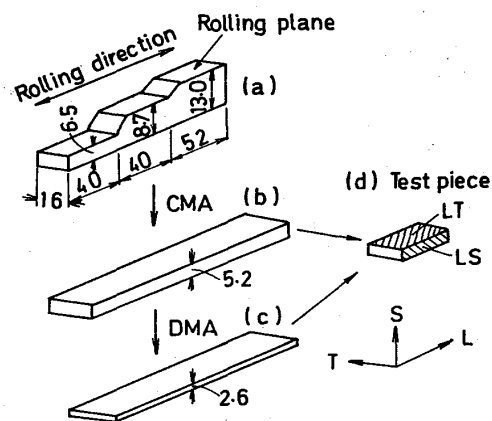


Fig. 2

は、2段改良オースフォームのプロセスであり、プロセスEは、プロセスCとプロセスBの組み合わせであり、プロセスFは、プロセスDとBの組み合わせとみなすことができる。

加工は、ロール直径150mmの2段式圧延機を用い、ロール周速0.14 m/s以下で行った。1段加工の改良オ

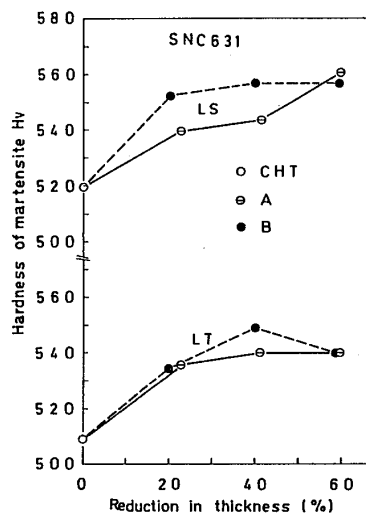


Fig. 3

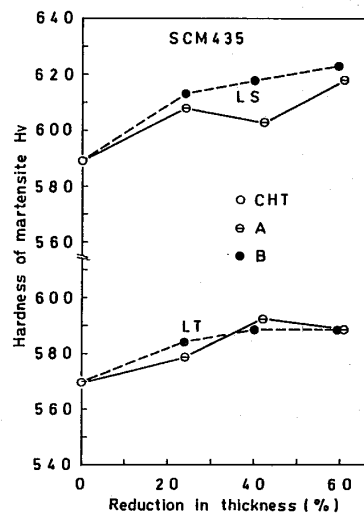
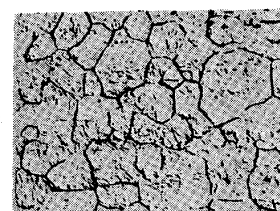
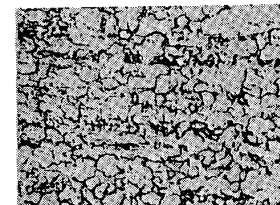


Fig. 4



(a) CHT, LS



(b) Proc. A, 60%  
LS, SCM 435

Fig. 5 50μm

ースフォームでは、1パスで圧下率20、40%および60%を達成した。Fig.2は、加工前後の試片形状の模式図である。厚さを3段階に変化させた素材(a)を1段の加工で厚さ5.2 mmまで圧下した(図b)。2段改良ースフォームでは、それをさらに1/2の厚さに圧下した(図c)。2段目までの総加工度は、圧下率で60、70%および80%となった。

### 2.3 試験方法

焼入れした試片をさらにドライアイスでサブゼロ処理し、硬さ試片および組織観察用の小試片に切断した。全面注意深く研削仕上げを行い、厚さ4 mm (2.2 mm)、幅10 mm、長さ15 mmの試片とした(Fig.2(d))。

硬さ試験は、ビッカース試験機を用い、荷重20gを用いて各試片の試験面につき10点の測定を行い、その平均値で硬さを表わした。試片の圧延方向、厚さ方向および幅方向をそれぞれL, S, Tで表わすとき、試験面はLS面およびLT面の2面とした。前者は、オーステナイト粒の形状変化が大きな面であり、後者はオーステナイト粒の変形が小さい面である。

オーステナイトの組織観察もLSおよびLT面について行った。

### 3. 結果と検討

#### 3.1 1段加工による改良ースフォームの効果

Fig.3および4に改良ースフォームにおける加工度とマルテンサイトの硬さの関係を示す。加工度0%は通常熱処理材CHTの値を示す。両鋼ともオーステナイトの加工度の増加とともにマルテンサイトの硬さが増加し、硬さ増加の度合いは、加工温度の低い場合の方が幾分大きく、またLS面はLT面に比較して硬さが高い。SNC 631鋼の場合、プロセスBによりL

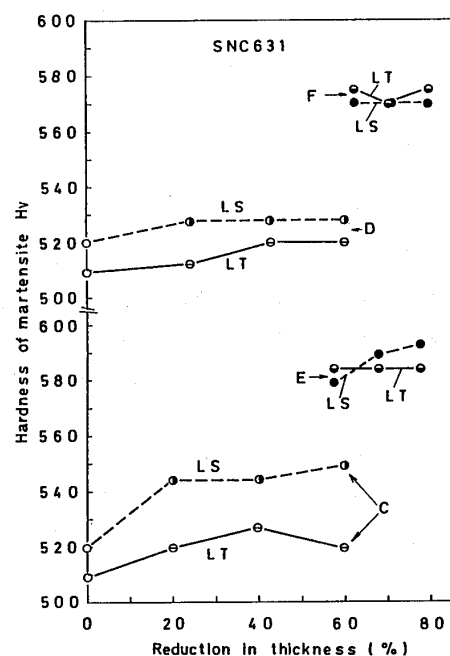


Fig. 6

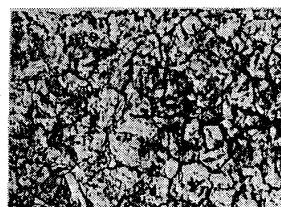
S面の硬さは、通常熱処理材に比べてHvで32~40高く、LT面では25~40の硬さ増加となる。SCM 435鋼では、プロセスAおよびBによりHv硬さで10~30増加している。

Fig.5は、通常熱処理材と改良ースフォーム材(プロセスA)のオーステナイト組織を比較したものであり、改良ースフォームによってオーステナイト結晶の細粒化が進行している。

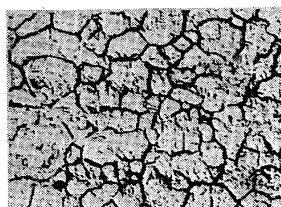
3.2 加工後徐冷または恒温保持して焼入れた試片の硬さ。

Fig.6および7にプロセスCおよびDによるマルテ

ンサイトの強化状況を示す。加工後から焼入れまでの間にオーステナイトに再結晶が生じるものと考えられ、マルテンサイトの強化は小さな値を示している。たとえばSNC631鋼の場合、プロセスCによる硬さ増加は、LS面で24~29、LT面で11~19程度であり、プロセスDによる硬さ増加は、LT面で3~11、LS面で8程度である。



(a) Proc. C, 60% LT, SNC631



(b) Proc. D, 60% LT, SCM435

Fig. 8 50μm

Fig. 8にプロセスCおよびDを施した試片のLT面のオーステナイト組織を示す。プロセスCでもオーステナイトの再結晶が生じており、Dでは元のオーステナイト粒と同等の大きさになっている。

### 3.3 2段改良オースフォームの効果

Fig. 6および7には2段改良オースフォームのプロセスEとFのマルテンサイト強化への効果も示してある。プロセスEおよびFによってマルテンサイトの硬さが、プロセスA~Dによる値より高くなり、通常熱処理材の値よりはるかに高い値がえられる。プロセスEおよびFによる硬さ増加は、両鋼および両測定面で約50~75にも達する。

プロセスEおよびFによるオーステナイトの組織変化をFig. 9に示す。加工方向に長く伸びたオーステナイト結晶粒を示し、再結晶の生じていないことがわかる。

### 3.4 検討

Fig. 10は、プロセスCとBによる硬さ増加(平均値)の和とプロセスEによる硬さ増加(平均値)およびプロセスDとBによる硬さ増加の和とプロセスFによる硬さ増加を比較したものである。2段改良オースフォームプロセスEおよびFによるマルテンサイトの強化は、プロセスCとBまたはDとBのそれぞれの強化の和より大きいことがわかる。プロセス記号を用いて硬さ増加を表わすと、

$$\Delta H_v(E) > \Delta H_v(C) + \Delta H_v(B)$$

$$\Delta H_v(F) > \Delta H_v(D) + \Delta H_v(B)$$

が成り立つ。

### 4. 結言

オーステナイトの再結晶温度より高温で1段目の加工を行い、冷却して再結晶温度付近で2段目の加工を

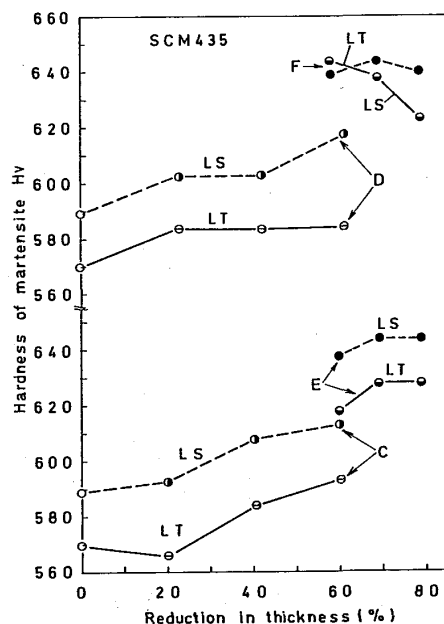
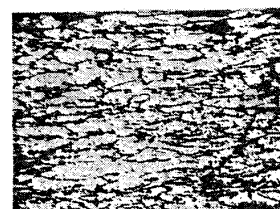


Fig. 7.



(a) Proc. E, 60% LS, SNC631



(b) Proc. F, 80% LS, SCM435

Fig. 9

50μm

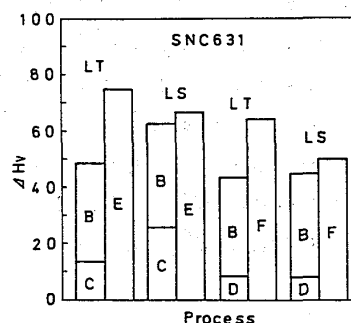


Fig. 10

加えて急冷しマルテンサイト変態を起させる2段改良オースフォームによって、機械構造用合金鋼のNi-Cr鋼およびCr-Mn鋼のマルテンサイトが大きく強化することが明らかになった。

### 参考文献

省略。