

# 構造用合金鋼 (SNCM-439) の恒温変態曲線に 及ぼす鍛造焼入れの影響\*

森山 実\*\*・小林義一\*\*\*・片山修一\*\*\*\*

## 1. 緒 言

加工熱処理は、加工と熱処理を組み合わせる鋼の強靱化や焼入性の向上を計るものであり、オースフォームの例では、オーステナイト化後、準安定オーステナイト領域で加工を加えて強度と靱性の向上を計っており、その強化機構については多くの研究報告がある<sup>(1)~(3)</sup>。一方、安定オーステナイト領域で加工を加えるいわゆる鍛造焼入れの場合には、焼入性が向上すると言われており、その機構についてもいくつかの報告がある<sup>(4)~(6)</sup>。しかし、いずれの場合にも恒温変態曲線 (S 曲線) を利用するので、加工熱処理を行なった場合に S 曲線がどのように変化するかについて調べることは、本処理法の本質を知る上に極めて重要なことと思われる。筆者らはすでに Ni-Cr-Mo 鋼について、準安定オーステナイト領域で塑性加工を加えたときの S 曲線がどのように変化するかについて報告した<sup>(7)</sup>。今回は同じ材料を用いて、安定オーステナイト領域で塑性加工を加えた場合に S 曲線がどのように変化するかについて調べ、かつ準安定オーステナイト領域で塑性加工を加えた場合と比較検討したのでその結果を報告する。

## 2. 試料と実験方法

### 2-1 試 料

市販の Ni-Cr-Mo 鋼丸棒を、熱間鍛造で直径約 8 mm に加工し、その後 850°C で 30 分間焼なましをしてから、直径 5 mm 長さ 5 mm に丸削りして試料とした。試料の化学分析値を表 1 に示す。

表 1 試料の化学分析値 (%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.40	0.26	0.67	0.020	0.021	1.74	0.89	0.17

### 2-2 実験方法

図 1 (イ) に示すように、試料を電気炉で 850°C、30 分間加熱してオーステナイト化後、速か

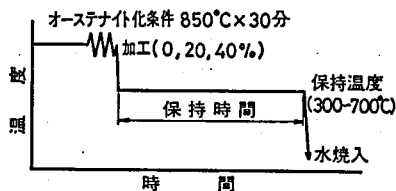
\* 昭和56年12月 日本金属学会北陸信越支部講演会において発表

\*\* 機械工学科助手

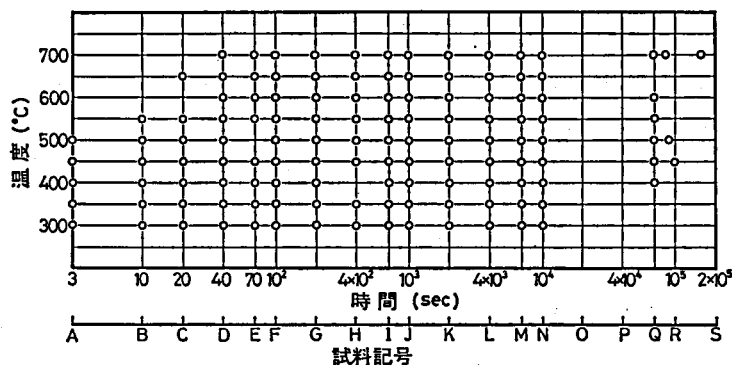
\*\*\* 機械工学科助教授

\*\*\*\* 機械工学科教授

原稿受付 昭和57年 9 月 30 日



(i) 恒温変態の測定



(ii) 恒温変態測定試料の保持温度と時間

図1 実験方法

同温度に加熱してある前報<sup>(7)</sup>で示した加工装置に移し、加工度0、20あるいは40%の塑性加工を加え、直ちにあらかじめ300°Cから50°Cおきに700°Cまでの各温度に調整してある鉛浴に急冷し恒温変態させ、所定の時間経過後2°Cの水に焼入れした。恒温変態の保持時間は、3秒から200,000秒までの各時間とし、対数的にほぼ等間隔になるように選んだ。恒温変態測定に用いた保持温度と時間の関係を図1(ロ)に示す。図中、白丸印が試料を鉛浴から取り出した位置である。なお、オーステナイト化後試料を取り出し、加工を加え、鉛浴に焼入れするまでの時間は10秒以内とし、その間の試料温度の低下が極力少なくなるようにした。また、加工度の異なる3種類の試料は、同時に同じ鉛浴に入れるようにし、変態温度以外の影響を極力おさえるようにした。

以上の処理を施した試料は、エミリーペーパー及びバフ研磨をしてから、5%ピクリン酸アルコール溶液で腐食して光学顕微鏡組織を調べ、各変態温度での析出物の開始時間(1%析出)と終了時間(99%析出)を求めてS曲線を作成した。また、全試料について、マイクロビッカース硬度計(荷重1kg)で硬さを測定し、恒温変態にともなう硬さの変化を調べた。硬さは、一試料につき3~5ヶ所測定し、その平均値を求めた。さらに加工の影響を詳細に調べるため、一部の試料について日本電子製T-200型走査電子顕微鏡及び同100-C型透過電子顕微鏡による組織観察を行なった。走査電顕の試料観察は、先ず試料をバフ研磨後、10%アセチルアセトン・1%テトラメチルアンモニウムクロライド・メチルアルコール混合液を使用し、電圧0.5Vにて3~7分間定電位を保つように常時攪拌しながら電解エッチングを行ない、超音波洗浄後供試料とした。透過電顕の観察は、2枚刃の精密切断機を用いて厚さ約

0.1mmの薄板を切り出した後、直径3mmの円板を切り出し、過塩素酸 50ml、酢酸 950mlの混合液を13°Cに保ち、電圧50V、電流0.16Aで電解研磨し、薄膜を作成した。

### 3. 実験結果とその考察

#### 3-1 S曲線

実験により求めたS曲線を図2～図4に示す。図2は加工しない(加工度0%)標準のS曲線であり、図3は安定オーステナイト領域で20%の塑性加工を加えた場合のS曲線、図4は40%の塑性加工を加えた場合のS曲線である。また、図5はこれらのS曲線を析出開始線と終了線につきまとめたもので、実線は加工度0%、破線は加工度20%、そして一点鎖線は加工度40%の場合である。

##### 3-1-1 パーライト変態

写真1は、安定オーステナイト領域で加工後、パーライト領域の650°Cで400秒および2,000秒恒温変態した試料の光顕組織を示す。これによると、400秒恒温変態したとき、加工度0%の場合はオーステナイトからフェライトが析出し始め、加工度20%の場合はフェライト量が増し、加工度40%の場合はフェライトが一層多く析出している。なお、これら顕微鏡写真の地は、恒温変態後の水焼入れによってマルテンサイト組織になっている。2,000秒

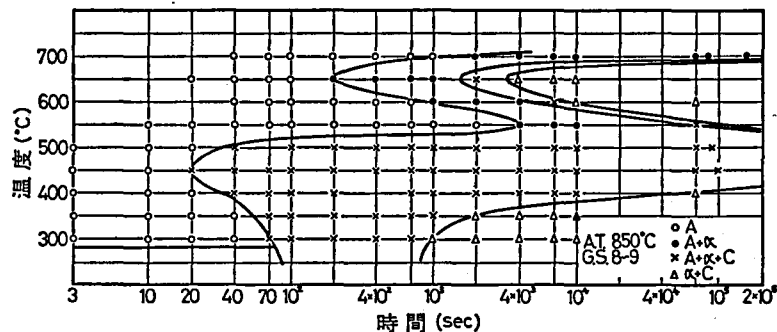


図2 鍛造焼入れしないときの恒温変態曲線(加工度0%)

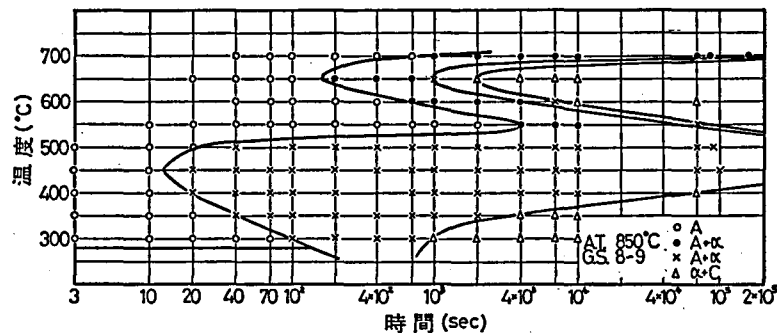


図3 鍛造焼入れしたときの恒温変態曲線(加工度20%)

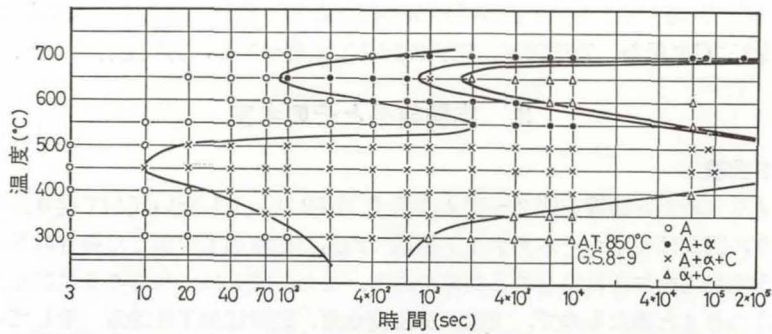


図4 鍛造焼入れしたときの恒温変態曲線(加工度40%)

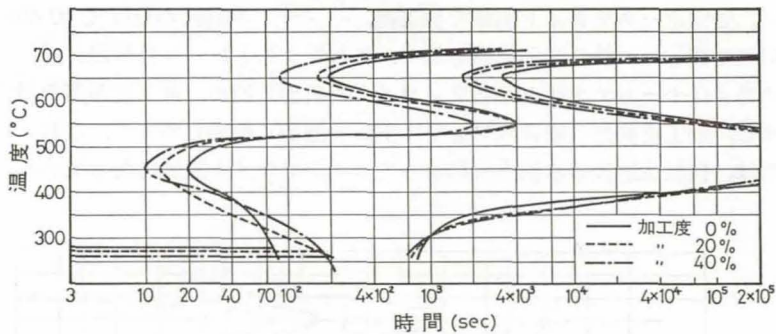


図5 恒温変態曲線に及ぼす鍛造焼入れの影響

恒温変態した試料では、加工度0%の場合はフェライトとパーライトが析出し、マルテンサイト地がかなり残っているが、加工度20%の場合はフェライトとパーライトがほぼ全面に析出し、わずかにマルテンサイトが残っている。そして加工度40%の場合では、フェライトとパーライトの析出が完了している。このようにパーライト領域の恒温変態は、安定オーステナイト領域で塑性加工を加えることにより促進し、S曲線上の析出開始線及び析出終了線は加工度にほぼ比例して短時間側に移行することがわかる。

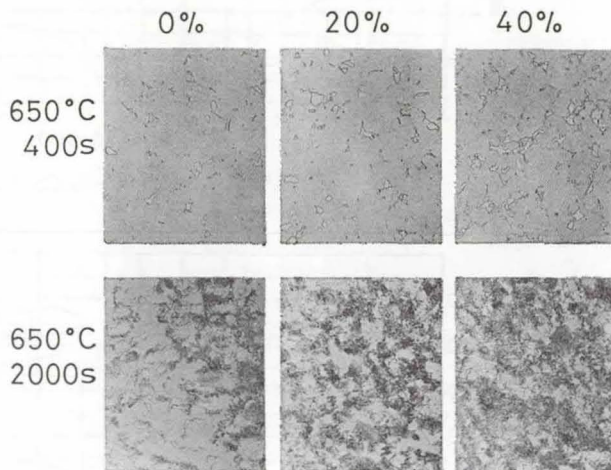


写真1 650°Cで恒温変態した試料の光学顕微鏡組織に及ぼす鍛造焼入れの影響(×200)

これらの様子を走査型電子顕微鏡及び透過型電子顕微鏡で更に詳しく調べた。写真2は、

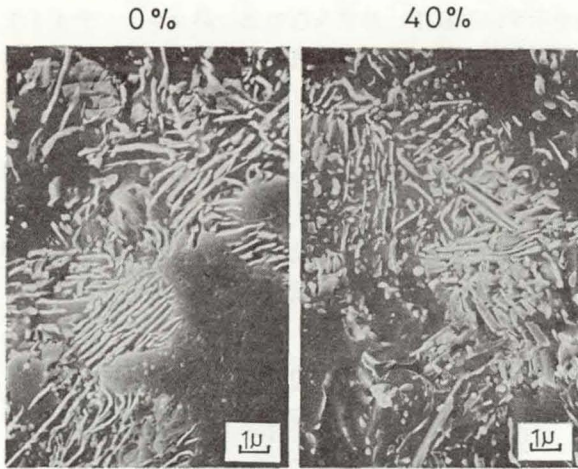


写真2 安定オーステナイト領域の850°Cで0%及び40%加工後, 650°Cで2,000秒恒温変態した試料の走査電子顕微鏡組織

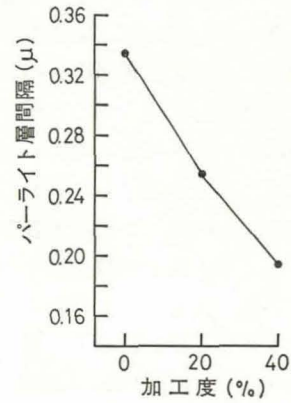


図6 650°Cで恒温変態が終了した試料のパーライト平均層間隔

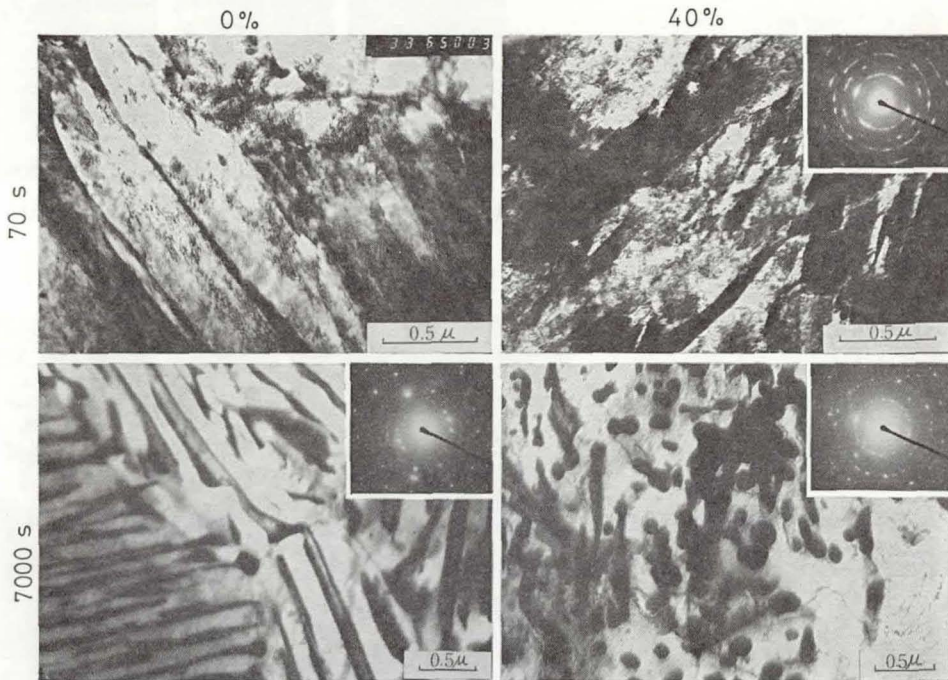


写真3 オーステナイト化後850°Cで0%および40%加工後, 650°Cで70秒および7,000秒恒温変態した試料の透過電子顕微鏡組織



650°C 2,000秒の試料の走査電顕組織を示す。写真中、ねずみ色の部分がマルテンサイトで、黒色部がフェライト、白と黒の層状部がパーライトである。写真1の光顕組織と白黒が一致していないが、これは、走査電顕像は2次電子を捕えた像であり、光顕像は腐食の結果できた凹凸面による光反射像のためである。これによると、パーライトの層は、加工度の0%の場合はほぼ平行に走っているが、加工度40%の場合は加工のため平行部分がくずれ、かつ層の方向はランダムになっている。

図6は、変態が終了した650°Cの試料数個から、走査電顕組織上のパーライトの平均層間隔を求めたもので、これによると、層間隔は加工度に比例して減少する傾向があり、40%の加工を加えると約40%減少している。

写真3は、安定オーステナイト領域で0%及び40%加工を加えた後、650°Cで70秒及び7,000秒恒温変態した後水焼入れした試料の透過電顕組織を示す。これによると、変態時間が70秒で加工度0%の場合は、よく発達したラスマルテンサイトと多量の変態転位が認められ、マルテンサイト葉内部にも転位が存在しているが、双晶は認められない。また、一部には未溶解炭化物が認められ典型的なマルテンサイト組織を示している。加工度40%の場合は、ラス構造が多少くずれ、変形転位も多少増加し、かつ電子回折像からも加工の影響は認められるものの、加工度0%の場合と比較してそれほど大きな変化があるとは思われない。準安定オーステナイト領域で加工を加えた場合には、炭化物が高密度の転位線上に析出し、これがオースフォーム鋼の強靱化の一つの原因と考えられていることと際だった対称を示しているが、これは、鍛造焼入れの場合には、加工温度が高いために回復、再結晶が生じたためと思われる。7,000秒恒温

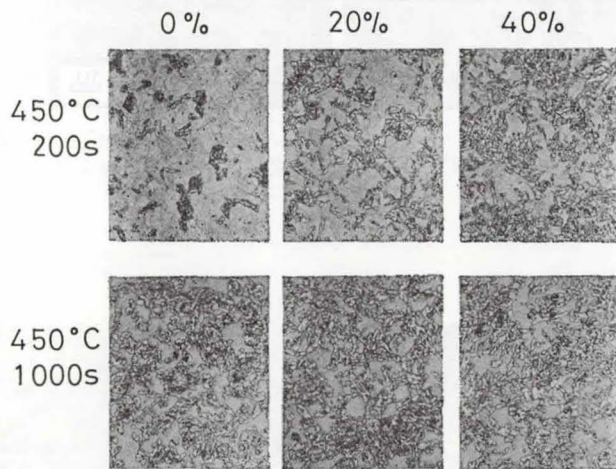


写真4 450°Cで恒温変態した試料の光学顕微鏡組織に及ぼす鍛造焼入れの影響(×200)

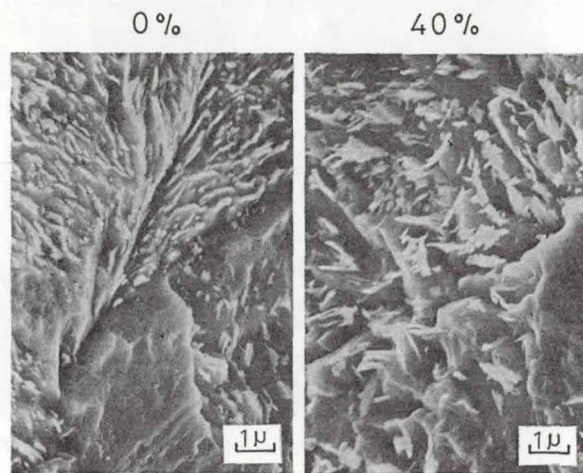


写真5 安定オーステナイト領域の850°Cで0%及び40%加工後、450°Cで200秒恒温変態した試料の走査電子顕微鏡組織

変態した加工度0%の場合は、セメントライトが大きく成長し、フェライト相に存在する転位密度はそれほど高くない。加工度40%の場合には、セメントライトは短く、球状に成長し、その数も多く、加工した場合は、炭化物生成になる核が多く発生することを示している。フェライト相に存在する転位密度は、加工度0%の場合と比較して多少高くなっており、電子回折像からも多少加工の影響が認められるが、準安定オーステナイト領域で加工した場合の転位密度にははるかに及ばなかった。

### 3-1-2 ペーナイト変態

写真4は、安定オーステナイト領域で加工後、上部ペーナイト領域の450°Cで200秒及び1,000秒恒温変態した試料の光顕組織を示す。これによると、200秒恒温変態した場合は、加工度に比例してペーナイト析出量が増加している。しかし、1,000秒恒温変態した場合には、加工度の違いによらず析出しているペーナイト量はほとんど変わらない。このように上部ペーナイト領域の恒温変態は、安定オーステナイト領域で塑性

加工を加えることにより、析出開始側で促進するが、析出終了側ではほとんど促進せず、従ってS曲線上の析出開始線は短時間側に移行するが、析出終了線はほとんど移行しない。

写真5は、450°Cで200秒恒温変態した試料の走査電顕組織を示す。これによると、加工度0%の場合は、上部ペーナイト特有の羽毛状組織が観察され、ペーナイト葉内部に炭化物(白い斑点)が分散している。加工度40%の場合には、加工によりペーナイト葉がゆがみ、分散していた炭化物がやや集積して成長している。

写真6は、下部ペーナイト領域の350°Cで200秒及び700秒恒温変態した試料の光顕組織を示す。これによると、200秒恒温変態した加工度0%の場合には、針状の下部ペーナイトが

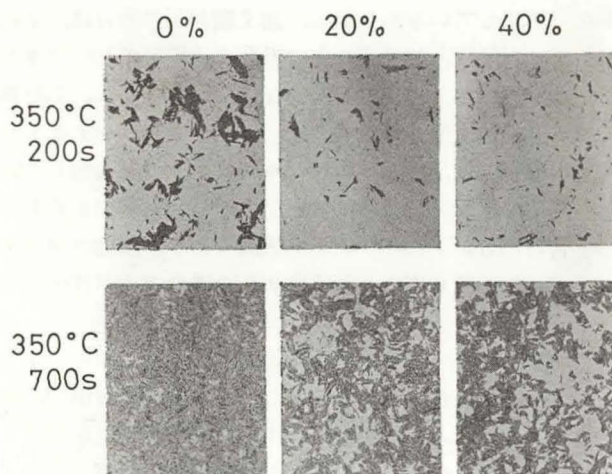


写真6 350°Cで恒温変態した試料の光学顕微鏡組織に及ぼす鍛造焼入れの影響(×200)

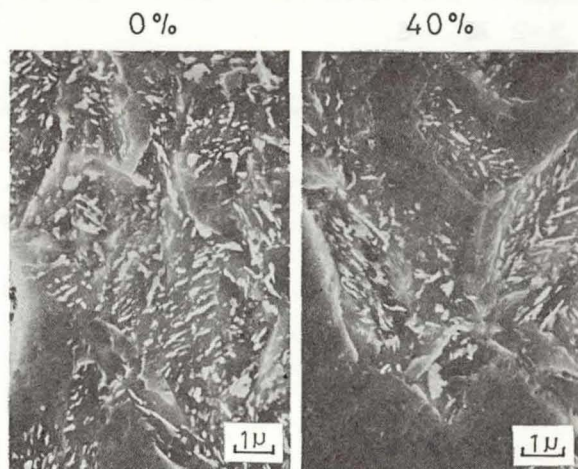


写真7 安定オーステナイト領域の850°Cで0%及び40%加工後、350°Cで700秒恒温変態した試料の走査電子顕微鏡組織

かなり析出している。しかし、加工度20%の場合は、まだ多量のマルテンサイトが残留し、ペーナイト量は、加工度0%の場合と比較してだいぶ少ない。加工度40%の場合は、析出しているペーナイト量はさらに少ない。この傾向は、700秒恒温変態した場合にもそのままあてはまり、加工度0%の場合は、ほぼ全面にペーナイトが析出しているが、加工度20%及び40%の場合では、まだ多量のマルテンサイトが残留している。

写真7は、350°Cで700秒恒温変態した試料の走査電顕組織を示す。この写真では、炭化物を含む部分が下部ペーナイト組織であり、黒地はマルテンサイト組織を示すが、これによっても、加工度0%より加工度40%の場合の方が残留しているマルテンサイト量はずっと多い。

このように、下部ペーナイト領域では、安定オーステナイト領域で塑性加工を加えることにより、変態が遅れる傾向を示し、S曲線上の析出開始線及び析出終了線は長時間側に移行するが、このことは、筆者らがすでに報告<sup>(7)</sup>した準安定オーステナイト領域での加工の場合には認められなかったし、また、この現象が下部ペーナイト領域だけに認められること及び安定オーステナイト領域で加工を加えることによりMs点が低下すること<sup>(8)</sup>とあわせて、鍛造焼入れの場合の焼入れ性向上との関連において、今後検討を加えてゆきたい。

### 3-2 硬 さ

850°Cで30分間オーステナイト化後、直ちに同温度で加工度0, 20, 40%の塑性加工を加え、300~700°Cまでの各温度に3~200,000秒恒温変態した後水焼入れした試料の硬さを調べた。その結果を図7~図9に示す。図7は加工度0%の標準処理の場合、図8は加工度20%、図9は加工度40%の場合である。これらによると、いずれの加工度のときも、変態温度によらず、恒温変態初期のときの硬さはほぼ一定で、恒温変態が進むにつれて硬さが低下し始め、ある時間以上経過すると一定値を示すようになる。また、恒温変態初期の硬さは、加工を加えたことによらず、一定の値(約Hv 670)を示している。この値は、含有炭素量から予想される最高硬さ(全マルテンサイト組織)に対応しているが、このことは、塑性加工により強化されたマルテンサイトが生成されなかったことを意味している。準安定オーステナイト領域で加工を加えた場合、恒温変態温度の全範囲にわたり硬さの上昇が認められた<sup>(7)</sup>が、

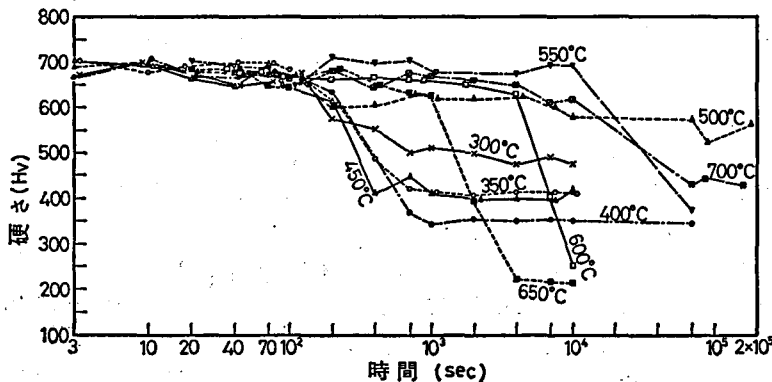


図7 恒温変態にともなう硬さの変化(加工度0%)



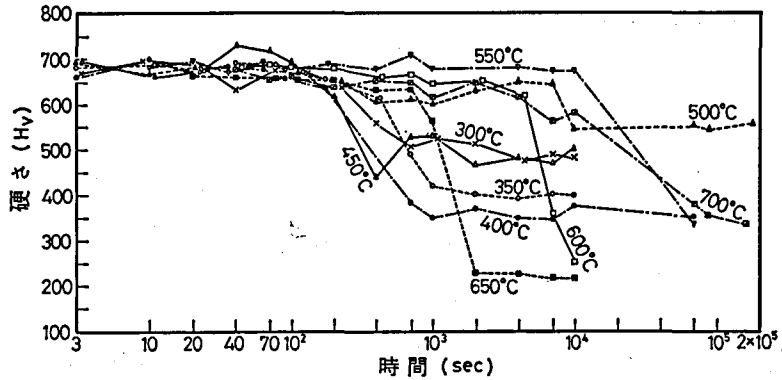


図8 恒温変態にともなう硬さの変化 (加工度20%)

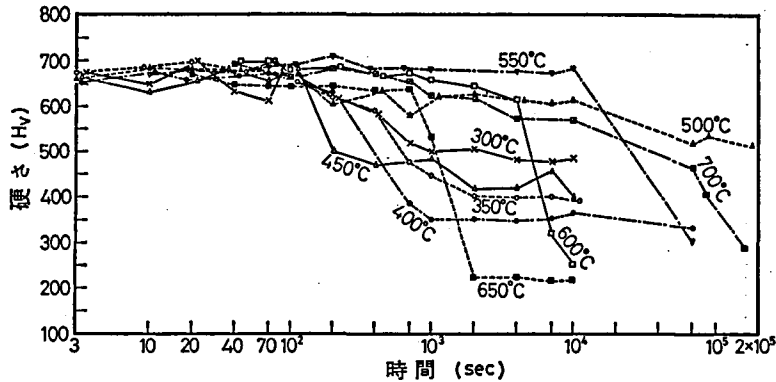


図9 恒温変態にともなう硬さの変化 (加工度40%)

安定オーステナイト領域の加工の場合は、硬さの上昇は認められず、高温での加工が強化にあまり効果的ではないことを示している。これは、安定オーステナイト領域のような高温においては、加工後直ちに回復、再結晶が進むこと及びCr, Mo等の溶質原子の固溶度が大きくこれら溶質原子の析出が行なわれにくくなったことによるものと思われる。

#### 4. 安定オーステナイト領域と準安定オーステナイト領域で塑性加工を加えた場合の比較

以上で安定オーステナイト領域で塑性加工を加えた場合の加工度に対するS曲線、組織、及び硬さの変化が求めたが、ここでは、前報<sup>(7)</sup>で報告した準安定オーステナイト領域で塑性加工を加えた場合との比較を行なう。

図10は、安定オーステナイト領域及び準安定オーステナイト領域で塑性加工を加えた場合のS曲線を、加工度0%と40%についてまとめたものである。これによると、両方の場合とも、パーライト及び上部ペーナイト領域では、ほぼ加工度に比例して変態が促進する傾向を示すが、下部ペーナイト領域については逆の傾向が現われ、安定オーステナイト領域で加工

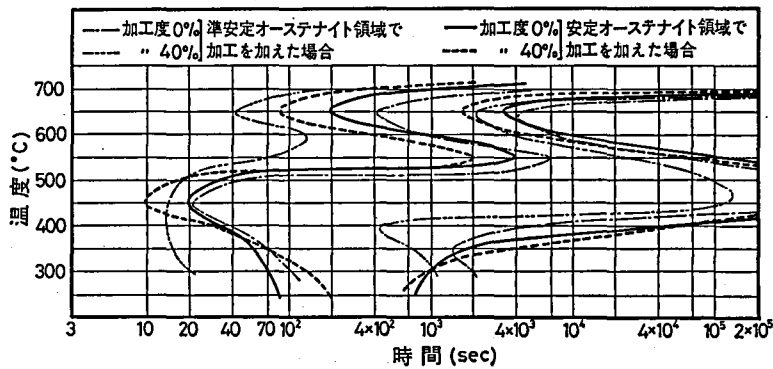


図10 安定オーステナイト領域と準安定オーステナイト領域で加工を加えた場合のS曲線の比較

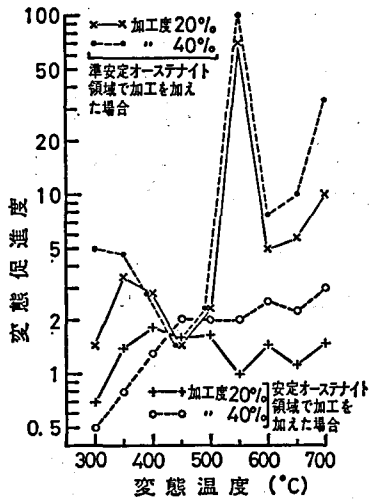


図11 安定オーステナイト領域と準安定オーステナイト領域で加工を加えた場合の変態促進度の比較

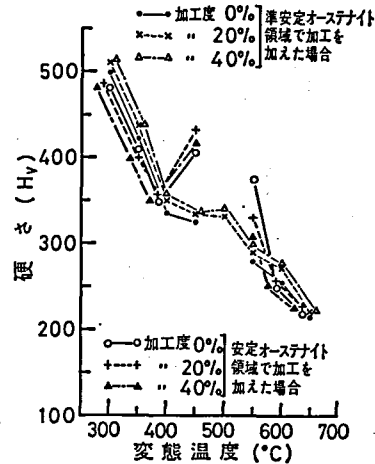


図12 安定オーステナイト領域と準安定オーステナイト領域で加工を加えた場合の恒温変態終了後の硬さの比較

を加えた場合は、変態が遅れる傾向を示している。そこで、どの程度変態が進んだり遅れたりしているか調べるため、両方の場合の変態促進度を求めた結果を図11に示す。変態促進度は、各恒温変態温度における加工度0%の析出開始時間を、加工度20または40%の析出開始時間で除した値で表わしたものであるが、これによると、安定オーステナイト領域で加工を加えた場合の変態促進度は、恒温変態温度のほぼ全範囲にわたり準安定オーステナイト領域で加工を加えた場合より小さく、特に550°C付近では著しい差を示している。

図12は、各恒温変態温度における変態が終了した試料の硬さを、安定オーステナイト領域と準安定オーステナイト領域で加工を加えた場合について比較した結果を示す。これによると、準安定オーステナイト領域で加工を加えた場合は、加工度に比例して硬さが上昇してい

るが、安定オーステナイト領域で加工を加えた場合は、加工による硬さの上昇が認められず、このことによって、加工温度が高いと強化効果は減少することが示されている。

## 5. 結 論

Ni—Cr—Mo 鋼 (SNCM-439) を850°Cで30分間加熱してオーステナイト化後、直ちに同温度に加熱してある加工装置に移し、加工度 20 及び 40 % の塑性加工を加えたときの S 曲線を求め、加工しない (加工度 0 %) ときの標準の S 曲線と比較検討し、あわせて、硬さ測定、走査電顕観察及び透過電顕観察を行ない、かつ準安定オーステナイト領域で塑性加工を加えた場合と比較検討したところ、次のことがわかった。

(1) 安定オーステナイト領域で塑性加工を加えたところ、パーライト及び上部ベーナイト領域では、恒温変態が促進し、S 曲線は短時間側へ移行した。この傾向は、加工度が大きい程著しい。しかし、下部ベーナイト領域では現象が逆転し、加工度が大きい程変態が遅れる傾向を示した。

(2) 安定オーステナイト領域で加工を加えた場合の恒温変態にともなう硬さの変化は、変態時間の短いときは、変態温度に関係なくほぼ一定値 (Hv 約 670) を示したが、析出が開始するとしだいに低下し始め、析出が終了すると再び一定の低い値を示した。この場合、変態時間の開始時と終了時に示す一定の硬さには、加工を加えたことによる上昇が認められなかったが、これは、高温度での加工のため、回復、再結晶が直ちに進むこと及び Cr, Mo 等の溶質原子の固溶度が大きく、これら溶質原子の析出が行なわれにくくなったことによるものと思われる。

(3) 準安定オーステナイト領域で加工を加えた場合の恒温変態は、恒温変態温度の全範囲にわたり促進し、かつ安定オーステナイト領域で加工を加えた場合より大きく促進した。

(4) 恒温変態の開始時と終了時の硬さは、準安定オーステナイト領域で加工を加えた場合は、恒温変態温度の全範囲にわたり加工度に比例して上昇したが、安定オーステナイト領域で加工を加えた場合は、加工による上昇は認められなかった。

## 参 考 文 献

- (1) 田村今男：日本金属学会々報，第2巻（1963）第8号，p.426.
- (2) 渡辺敏，荒木透，宮地博文：鉄と鋼，第55年（1969）第9号，p.797.
- (3) 五弓勇雄，木原諄二，岸輝雄：日本金属学会誌，第31巻（1967）第10号，p.1176.
- (4) 前田久義，河部寿雄，遠藤敦人：日本金属学会誌，第27巻（1963）第9号，p.415.
- (5) 中村 衛：日本金属学会誌，第30巻（1966）第2号，p.151.
- (6) 塩谷敏祐，山田統一，稲田昭八：日本金属学会誌，第31巻（1967）第4号，p.347.
- (7) 小林義一，片山修一：長野工業高等専門学校紀要，第9号（1978），p.17.
- (8) 森山 実，小林義一，片山修一：長野工業高等専門学校紀要，第13号（1982），p.1.