

# 溶接軟化抵抗の高い低炭素 Cr-Niマルテンサイト系ステンレス鋼の 強度, 延性に及ぼす逆変態処理の影響

井川 孝\*・武本 敏彦\*・植松 美博\*・星野 和夫\*<sup>2</sup>

Effect of Reversion Treatment on Strength and Ductility of Low C, Cr-Ni Martensitic  
Stainless Steel with High Resistance to Weld Softening

Takashi IGAWA, Toshihiko TAKEMOTO, Yoshihiro UEMATSU and Kazuo HOSHINO

**Synopsis :** In order to develop high strength stainless steels with good ductility and high resistance to weld softening, reversion behavior of martensite to austenite of low C, Si-13%Cr-7%Ni martensitic stainless steels have been studied. Moreover, dependences of mechanical properties of reversion treated steels on austenite stability, cold rolled reduction and Si have been investigated.

Main results obtained are as follows ;

When cold rolled steels, Mf temperatures of which are around room temperature, are heat-treated at the region between As and Af temperatures, some portions of martensite are reversed to austenite, which results in microduplex structure of ultra-fine austenite grains and tempered martensite. These steels have excellent balance of high strength and good ductility. The steel containing high Si possesses good ductility as well as high strength. Softening of welded metal does not occur because it undergoes martensitic transformation on cooling after welding.

**Key words :** heat treatment ; welding ; stainless steel ; microduplex ; strength ; martensitic transformation ; ductility ; reversion.

## 1. 緒言

鉄道車両用のステンレス鋼材やステンレススチールベルト材などのように、軽度ではあるが加工と溶接を施して使用する材料は高強度・高延性で、しかも溶接部の軟化が生じないことが望まれる<sup>1)</sup>。引張強さが1000N/mm<sup>2</sup>級の高強度ステンレス鋼としては、低炭素マルテンサイト系ステンレス鋼<sup>2)</sup>とSUS 301に代表される加工硬化型ステンレス鋼<sup>3)</sup>がある。前者は室温でラスマルテンサイト組織となるよう成分調整されており、溶接を施しても溶接部は軟化しないが、マルテンサイト組織であるため延性に劣る欠点を有する。一方、後者は冷間加工により加工誘起マルテンサイト( $\alpha'$ )相を生成させるとともにオーステナイト( $\gamma$ )相の加工硬化を利用するもので、高強度と高延性を有している。しかし、本系鋼は溶接を施すと溶接時の入熱により軟化する欠点を有している。

このように従来の高強度ステンレス鋼は一長一短を有することから、両者の長所を兼ね備えた高強度ステンレス鋼、すなわち高強度・高延性を有し、かつ溶接部の軟化が生じないステンレス鋼の出現が望まれていた。

高強度鋼の延性改善方法として、低炭素低合金鋼を熱処理して残留 $\gamma$ を生じせしめ、 $\gamma$ の変態誘起塑性(TRIP)を利用する方法<sup>4)</sup>、二相域焼鈍してフェライト( $\alpha$ )とマルテンサイト(M)の二相組織とする方法<sup>5)</sup>や、準安定 $\gamma$ 系ステンレス鋼を冷間加工で一旦、加工誘起マルテンサイト( $\alpha'$ )化後、低温焼鈍で $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態にて微細な $\gamma$ 粒組織とし強化する方法<sup>6)</sup>などが提案されている。また、M系ステンレス鋼では、焼戻して生じる逆変態 $\gamma$ 相が靱性を改善すると報告されている<sup>7)</sup>。しかし、M系ステンレス鋼板に積極的に逆変態 $\gamma$ を利用して延性の改善を試みた例はない。本研究は、延性に優れ溶接軟化抵抗の高い高強度ステンレス鋼の開発を目的として行ったもので、開発の基本的な考え方は次の通りである。

(1) M変態終了温度( $M_f$ 点)が室温付近となるよう成分調整したM系ステンレス鋼を $\gamma$ 化開始温度( $A_s$ )～ $\gamma$ 化終了温度( $A_f$ )の中間温度に保持し(逆変態処理)、M相を $\gamma$ 相へ逆変態させて室温まで安定な超微細結晶粒の $\gamma$ 相とM相の複相組織を得る。

(2) 延性は逆変態で生じた $\gamma$ 相の延性を利用する。

(3) 溶接部の軟化は冷却中にM相とすることで防止する。

平成4年10月26日受付 平成5年5月14日受理 (Received on Oct. 26, 1992; Accepted on May 14, 1993)

\* 日新製鋼(株)鉄鋼研究所 (Steel R&D Laboratories, Nisshin Steel Co., Ltd., 4976 Nomuraminamimachi Sinnanyo 746)

\* 2日新製鋼(株)研究管理部 (R&D Dept., Nisshin Steel Co., Ltd.)

Table 1. Chemical compositions (mass %) and  $M_s$ ,  $M_f$  temperatures ( $^{\circ}\text{C}$ ) of steels used.

| S.No. | C     | Si   | Mn   | Ni   | Cr    | N     | Ti   | $M_s$ | $M_f$ |
|-------|-------|------|------|------|-------|-------|------|-------|-------|
| A1    | 0.010 | 0.25 | 2.88 | 3.02 | 12.96 | 0.012 | 0.04 | 257   | 172   |
| A2    | 0.013 | 0.22 | 0.36 | 7.43 | 12.77 | 0.019 | 0.03 | 183   | 79    |
| A3    | 0.014 | 0.92 | 0.38 | 7.38 | 13.04 | 0.014 | 0.08 | 161   | 52    |
| A4    | 0.011 | 2.02 | 0.37 | 7.38 | 13.04 | 0.014 | 0.08 | 154   | 24    |
| A5    | 0.007 | 3.05 | 0.31 | 7.33 | 13.16 | 0.015 | 0.11 | 143   | <24   |
| A6    | 0.013 | 4.00 | 0.30 | 7.32 | 12.96 | 0.014 | —    | 135   | <24   |

本報告はこれらの考えを基に低炭素Cr-NiのM系ステンレス鋼の $M \rightarrow \gamma$ 逆変態挙動および逆変態処理材の材料特性に及ぼす $\gamma$ 安定度、冷間加工ならびにSiの影響について検討した結果を述べる。

## 2. 供試材および実験方法

供試材の化学成分とM変態開始温度( $M_s$ 点), M変態終了温度( $M_f$ 点)をTable 1に示す。基本組成は低炭素Cr-NiのM系ステンレス鋼にTiを添加したもので, Mn, NiおよびSi含有量を変動させて,  $M_f$ 点が室温近傍で変動するよう調整した。なお, A6鋼にはTiを添加していないが, これは4%のSiを含有した鋼にTiを添加すると $\delta$ フェライト相が残存し, 他の供試材と異なった金属組織になることを避けるためである。これらの供試材は, 12kg鋳塊を溶製し, 鍛造後, 熱延により6mm厚とした。ついで冷延と焼鈍を繰り返して1mm厚の焼入れ材および冷延材を作製後, 逆変態処理を施した。逆変態処理は一部の実験を除いて, Box炉での熱処理を想定した加熱および冷却速度 $2 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C/s}$ , 保持時間20hの徐加熱徐冷処理(SH処理)とした。

各供試材の変態点( $A_s$ ,  $A_f$ ,  $M_s$ ,  $M_f$ )は, 加熱冷却時の電気抵抗値の変化より求めた<sup>9)</sup>。電気抵抗測定時の加熱および冷却速度は $1.7 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C/s}$ と $1.7 \times 10^{-1}^{\circ}\text{C/s}$ の2条件である。室温でのM量は逆変態処理後試料振動型磁力計を用いて測定し<sup>9)</sup>, 組織観察はTEMにて行うとともに, 微細組織間での合金濃度変化はSTEM-EDXにて分析した。また, 引張試験はJIS13B号引張試験片を用い, 0.2%耐力点まではひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 1.0 \times 10^{-3}/\text{s}$ で引張り, その後破断までは $\dot{\epsilon} = 1.3 \times 10^{-2}/\text{s}$ で行った。

## 3. 実験結果

### 3・1 M量に及ぼす逆変態処理温度と $\gamma$ 安定度の影響

$M_f$ 点の異なるA1, A2およびA4鋼の焼入れ後, 逆変態処理を施した時の, 室温でのM量の変化をFig. 1に示す。逆変態処理は575~675 $^{\circ}\text{C}$ で1h保持して行った。A1鋼は $M_f$ 点が172 $^{\circ}\text{C}$ と本実験の供試材で最も高いもので, 625 $^{\circ}\text{C}$ でM量がわずかに減少するものの, 他の温度では100%のM量を示し逆変態処理温度によるM量の変化は見られない。これは, 各逆変態処理温度で $M \rightarrow \gamma$ の逆変態が生じているものの, 室

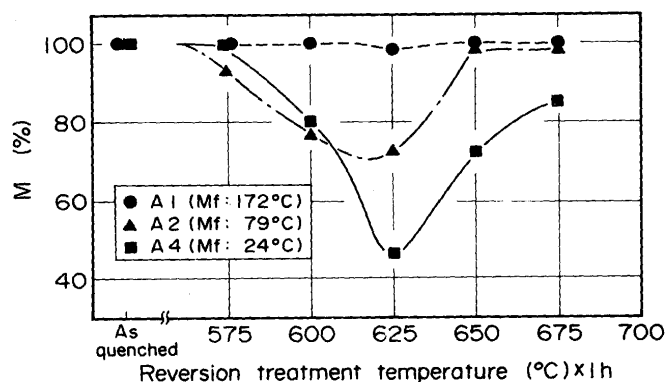


Fig. 1. Changes in martensite contents as a function of reversion treatment temperature for as-quenched steels having various  $M_f$  temperatures.

温までの冷却中に再びM相に変態するため, 見掛け上このような結果となっている。 $M_f$ 点が各々79 $^{\circ}\text{C}$ , 52 $^{\circ}\text{C}$ のA2鋼およびA4鋼では逆変態処理温度の上昇とともにM量は減少し, 625 $^{\circ}\text{C}$ で最低値を呈した後, 再び増加する。625 $^{\circ}\text{C}$ 以上のM量の増加については, これも冷却中に $\gamma \rightarrow M$ の変態が生じたためである。逆変態処理後の最小M量は $M_f$ 点が低いほど少ない。すなわち $M_f$ 点が低いほど残留する逆変態 $\gamma$ の量が増加していることがわかる。

このように, 適切な $\gamma$ 安定度や逆変態処理温度を選択すれば室温に冷却後も $\gamma$ 相を残留させることができる。この残留 $\gamma$ を利用することで, 焼入れ材の強度を維持しつつ伸びを約3倍に増加できることを既に報告した<sup>10)</sup>。

### 3・2 逆変態処理後のM量と引張特性におよぼす冷間加工の影響

Fig. 2に, A4鋼について50%, 70%および83%冷延後, 逆変態処理した材料の引張特性に及ぼす逆変態処理温度の影響を示す。各冷延材とも温度の上昇とともに耐力が減少し, 640 $^{\circ}\text{C}$ 付近で最小となり, その後増加する挙動を示す。引張強さは温度の上昇とともに若干低下した後わずかに増加する。また, 伸びは温度の上昇とともに増加し, 600~620 $^{\circ}\text{C}$ でピークを示しその後減少する。一方, 冷延率が高いほど同一逆変態処理温度での耐力は高く, 伸びのピークを示す温度は低温側に若干移動する傾向が見られる。引張強さに対する圧延率の影響は少ない。Fig. 3に, A4鋼の焼入れ材と50%冷延材について, 逆変態処理後の室温でのM量と耐力および伸びの関係を示す。M量は逆変態温度を変えて変化させた。同一M量で比較すると, 矢印で示すように50%冷延材の方が伸びが若干低い傾向を示すが, 耐力は約200N/mm<sup>2</sup>ほど高い値を示す。一方, 同一耐力レベルで伸びを比較すると, 50%冷延材の方が約5%大きい伸びを示す。このように, 逆変態処理前に冷間圧延を施すことによりさらに材料の高強度・高延性化が図れる。

### 3・3 逆変態処理後のM量と引張特性におよぼすSi量の影響

Fig. 4に, Si量を変動させた供試材の67%冷延材における

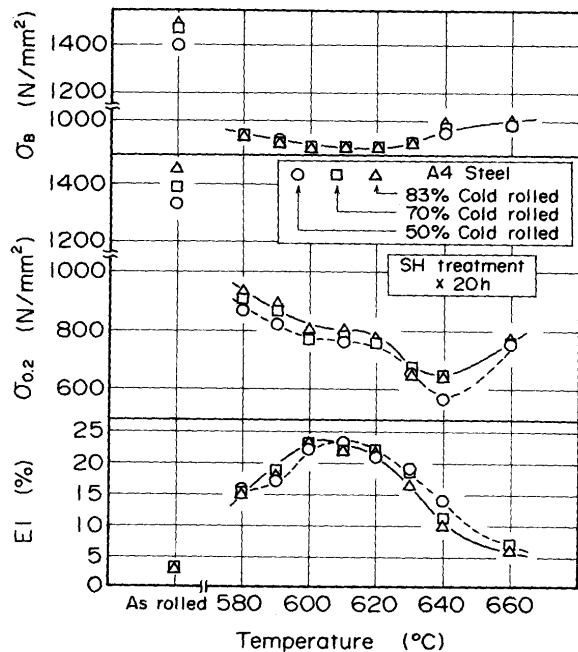


Fig. 2. Effect of reversion treatment temperature on tensile properties for A4 steel cold-rolled at various reductions.

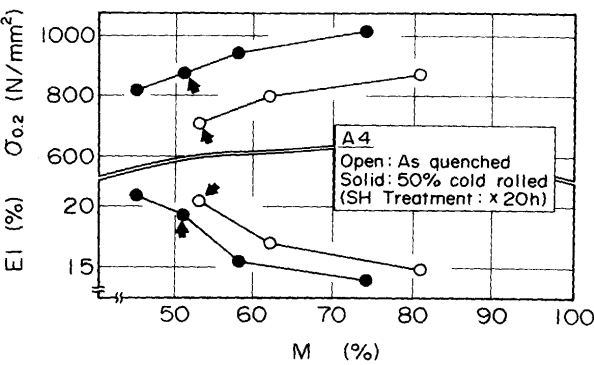


Fig. 3. Effect of martensite content on proof stress ( $\sigma_{0.2}$ ) and elongation (El) after reversion treatment in A4 steel, as quenched and 50% cold rolled.

逆変態処理温度と引張特性の関係を示す。伸びは、各鋼とも逆変態処理温度の上昇につれて増加し、ピークを呈した後減少する。図中の矢印は各供試材の伸びが最高値を示す温度(Tmax)を示す。TmaxはSi量の増加につれて高温側に移動する。また、伸びの最高値はSi量につれて増加し、3%付近でピークとなるが、4%までSiを含有すると逆に低下する。一方、耐力は逆変態処理温度の上昇とともに減少するが、Si量が多いほど同一逆変態処理温度での耐力は高い。各供試材とも引張強さはSi量とともに増大し、Siが高強度化に寄与することがわかる。また、逆変態処理温度の上昇とともに引張強さは低下するが、3%Si鋼では600°C以上、4%Si鋼では630°C以上ではほぼ一定となる。

3・4 逆変態処理後の金属組織

Fig. 5 に A 4 鋼の焼入れ材と50%冷延材のTEM組織を示

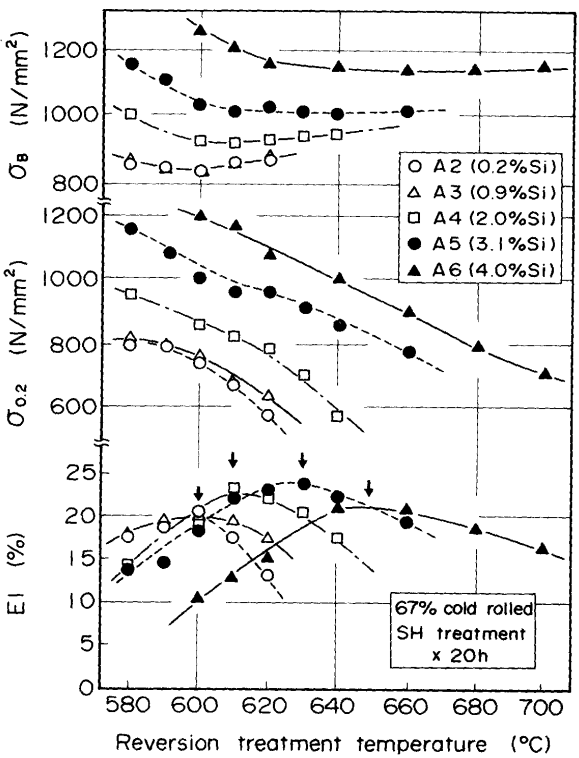


Fig. 4. Effect of reversion treatment temperature on tensile properties for steels with various Si contents.

す。ともにM単相組織であり、焼入れ材では高密度の転位を内蔵するラス組織が平行に並ぶ典型的なラスマルテンサイト組織がみられる。これに対し、50%冷延材では加工歪が極めて高い組織で、ラス境界は観察されない。これらに600°C×20hの逆変態処理(Fig. 3の矢印に相当)を施した試料のTEM組織をFig. 6に示す。焼入れ材ではM相のラス境界が残存し、その粒内に転位密度が極めて低い逆変態 $\gamma$ 相

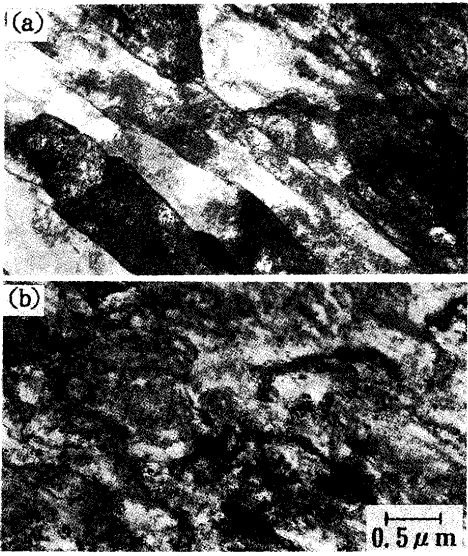


Fig. 5. Transmission electron micrographs for A4 steel. (a) As quenched (b) 50% cold rolled



Fig. 6. Transmission electron micrographs for A4 steel with reversion treatment of  $600^{\circ}\text{C} \times 20\text{h}$  after (a) As quenching and (b) 50% cold rolling.

が生成している。一方、50%冷延材では逆変態 $\gamma$ 相が粒状化して等方的に成長し、その周囲に転位を多く含む未逆変態M相が分布しているのが観察される。なお、写真中に $\gamma$ 相を矢印で示したが、これらの相は電子線制限視野回折で $\gamma$ 相の回折パターンを確認した。また50%冷延後逆変態処理を施した材料の逆変態 $\gamma$ 粒径は約 $0.5\mu\text{m}$ と超微細な $\gamma + \text{M}$ の2相組織(micro duplex structure)となっている。

#### 4. 逆変態処理材の溶接施工後の材料特性

67%冷延したA5鋼に $635^{\circ}\text{C}$ の逆変態処理後、TIG溶接した材料と、従来材のSUS301L H材の溶接部近傍の硬さ分布をFig. 7に示す。SUS301L H材の母材部硬さは約HV:340であるが、溶着部は溶接時の熱影響でHV:200程度に軟化

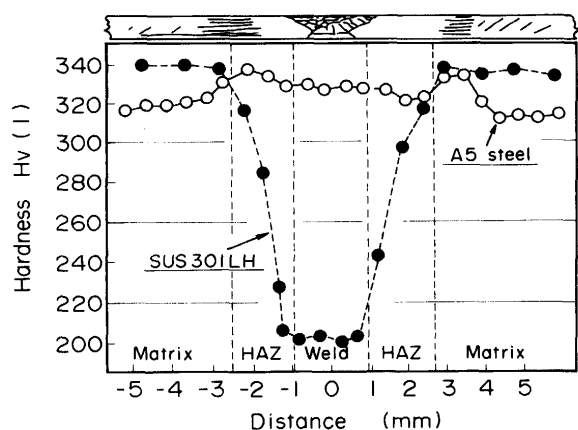


Fig. 7. Hardness change around welded area for A5 steel, 65% cold rolled and reversion treated  $635^{\circ}\text{C} \times 20\text{h}$ .

Table 2. Tensile properties of the A5 Steel Reversed and SUS301L H for as received and subsequently welded materials.

| Sample                          | Condition            | $\sigma_{0.2}^{1)}$<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | $\sigma_B$<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | $\delta^{1)}$<br>(%) |
|---------------------------------|----------------------|---------------------------------------------|------------------------------------|----------------------|
| A5 Steel Reversed <sup>2)</sup> | As received          | 960                                         | 1009                               | 23.0                 |
|                                 | Welded <sup>3)</sup> | 882                                         | 1009                               | 18.7                 |
| SUS301L H                       | As received          | 824                                         | 1089                               | 21.1                 |
|                                 | Welded <sup>3)</sup> | 420                                         | 810                                | 7.5                  |

1): Gauge length 50mm. 2): 67% Cold rolled +  $635^{\circ}\text{C} \times 20\text{h}$ .

3): TIG welded along transverse to rolling direction.

している。一方、A5鋼の素材硬さは約HV:320で、溶着部の硬さもHV:320~HV:340と素材よりも高く、溶接による軟化はほとんど生じていない。また、Table 2にA5鋼およびSUS301L H材の素材と溶接材の引張特性を示す。SUS301L H溶接材は耐力が素材の約半分に低下し、伸びも7.5%に低下している。これに対し、A5鋼では溶接材の耐力および伸びが素材よりも若干低いものの、耐力はSUS301L H材の約2倍、伸びも2倍以上の高い値を示している。また、引張強さは素材と同等の高い値を示しており、溶接を施しても依然高強度・高延性の優れた特性を有している。

#### 5. 考察

Fig. 4に示したように、逆変態処理材の引張特性によらずSiの影響を検討した結果、Si量の増加につれてTmaxは高温側に移動し、伸びの最高値はSi量とともに増加することや、Si量が多いほど同一温度での耐力、引張強さは増大し、Siが高強度、高延性化に寄与することがわかった。そこで、逆変態挙動に及ぼすSiの影響と逆変態処理に伴う組織変化について考察した。

##### 5・1 逆変態挙動に及ぼすSiの影響

逆変態に大きな影響を及ぼす $\text{M} \rightleftharpoons \gamma$ の変態点について検討した。Fig. 8に67%冷延材を用い、2つの加熱、冷却速度のもとでの変態点に及ぼすSiの影響を示す。 $A_s$ 、 $A_f$ 点についてみると、 $1.7 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C/s}$ の昇温速度では $A_s$ 点はSi量に依存せずほぼ一定である。しかし、 $A_f$ 点はSi量とともに著しく上昇する挙動を示す。加熱速度を大きくした $1.7 \times 10^{-1}^{\circ}\text{C/s}$ の昇温速度では $A_s$ 点はSi量の増加につれて若干低下するとともに、 $1.7 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C/s}$ の昇温速度の場合よりも高温側に移動する挙動を示し、炭素鋼の変態点挙動によく見られる拡散型変態特有の加熱速度依存性<sup>11)</sup>が認められる。Fig. 8より $A_f$ 点の上昇は本実験条件下において、1%Si添加に対し約 $60^{\circ}\text{C}$ と見積られる。Siは $\alpha$ 形成元素であり、逆変態温度域が拡大することは説明できる。同様な現象は13%Cr-10.5%Ni-0.2%Nb-Si鋼でも観察されている<sup>12)</sup>。なお、加熱速度 $1.7 \times 10^{-1}^{\circ}\text{C/s}$ で見られるようにSi添加に伴う $A_s$ 点の低下も上述の現象に若干寄与している。加熱速度が遅い $1.7 \times 10^{-2}^{\circ}\text{C/s}$ では一定であるが、これは原子の拡散律速のために変

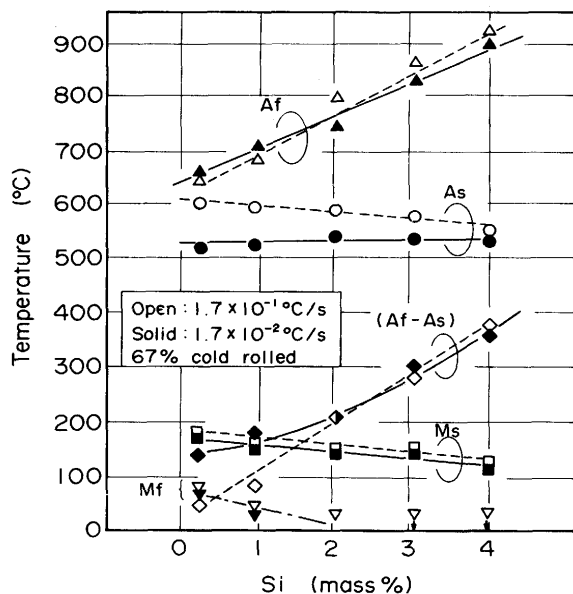


Fig. 8. Effect of Si on transformation temperature at heating and cooling rates of  $1.7 \times 10^{-1} \text{ }^{\circ}\text{C/s}$  and  $1.7 \times 10^{-2} \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ .  
 $M_s$ ,  $M_f$ : Start and finish temperature for martensitic transformation  
 $A_s$ ,  $A_f$ : Start and finish temperature for austenitic transformation

態温度に変化が現れないためと考えられる。 $M_s$ ,  $M_f$ 点は冷却速度の影響をほとんど受けず、Si添加量の増加とともに低下している。

Fig. 9 にSi量を変動させた67%冷延材の逆変態処理後のM量に及ぼす逆変態処理温度の影響を示す。560~600°CでのM量はSi量が増加するほど多く、SiはM $\rightarrow$  $\gamma$ 逆変態を遅延させる効果を有していることがわかる。また0.2%Siあるいは0.9%Si鋼では630°C付近までM量は減少するが、それより高い温度になるとM量は急激に増加するのに対し、高Si含有鋼ほどM量が再度増加し始める温度が高温になる傾向が認められる。逆変態処理温度が高くなりM量が急激に増加する現象は、 $\gamma$ 相からM相への再焼入れによると考えられる。このM量が急激に増加する温度は電気抵抗値変化で測定した $A_f$ 点よりかなり低い温度となっている。これは、 $A_s \sim A_f$ 間の比較的高い温度にて逆変態した $\gamma$ 相の一部が室温に冷却される際に再びM相へ変態するためである。これら一連のM量の変化は逆変態で生じた $\gamma$ 相に着目すれば説明でき

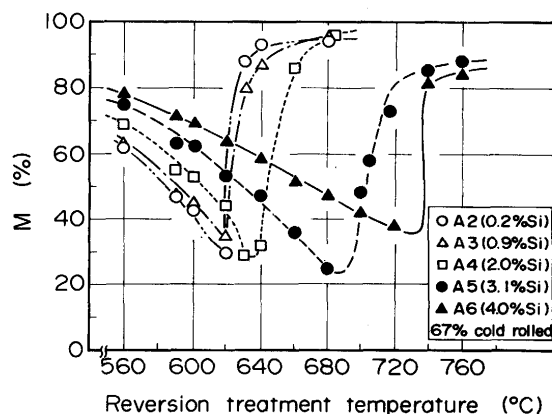


Fig. 9. Effect of reversion treatment temperature on martensite content for 67% cold rolled steels with various Si contents. Samples were reversion treated at various temperature for 20h.

る。本実験において逆変態処理を施した材料に $\gamma$ 相が残留する理由は結晶粒微細化による $\gamma$ 相の熱的安定化<sup>13)~15)</sup>と逆変態処理時の組成分配による $\gamma$ 相の化学的安定化<sup>7) 16)</sup>によるものが考えられる。 $\gamma$ 相の安定度は、 $A_s$ 点以上の比較的低い逆変態温度で逆変態処理を行った場合、逆変態で生じた $\gamma$ 相と未変態M相の間で組成分配が生じて $\gamma$ 相が安定化し、室温に冷却しても $\gamma$ 相が残留する。一方、高い温度で逆変態を行った場合は、再分配された合金濃度が低いため $\gamma$ 相が十分に安定化せず、冷却の際に再焼入れが生じるのである。この現象は18%Niマルエージング鋼における $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態時、 $A_s$ 点直上に加熱すると $M_s$ 点は室温以下となり残留 $\gamma$ が残存するのに対し、 $A_f$ 点直下に加熱すると $M_s$ 点が上昇して残留 $\gamma$ は残存しなくなる現象<sup>13)</sup>と同様である。

逆変態処理時に生じた組成再分配で $\gamma$ 相の安定化が生じることを確認するため、A5鋼の635°C逆変態処理材の薄膜試料を作製しSTEM-EDXでC, Si, Mn, Ni, Crについて線分析した。Si, Mn, Crについては、未変態のM相と逆変態で生じた $\gamma$ 相の間には成分濃度の変化が認められなかった。しかしNiについてはFig.10に見られるように、未変態のM相と転位を含まず白く観察される逆変態 $\gamma$ 粒の間には濃度変化が生じており、 $\gamma$ 粒の部分にNiの濃化が認められる。なお、 $\gamma$ 安定度を高くする元素のCについてはコンタ

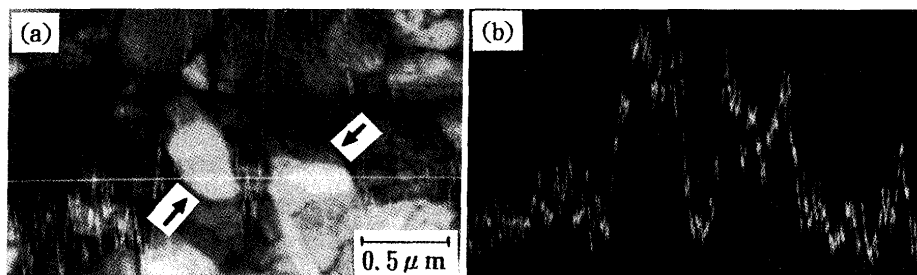


Fig. 10. EDX analysis of Ni for A5 steel, 67% cold rolled and then reversion treated  $635^{\circ}\text{C} \times 20\text{h}$ .

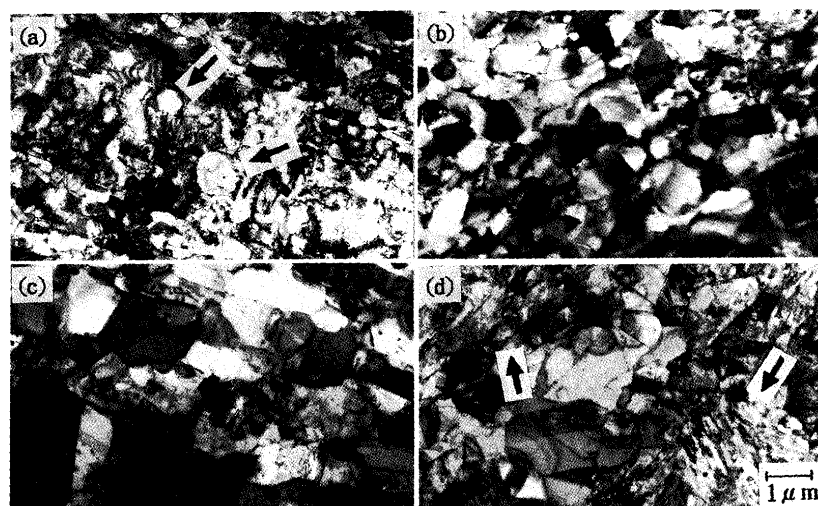


Fig. 11. Change in microstructure as a function of reversion temperature for A5 steel, 67% cold rolled.

(a) 590°C×20h (b) 635°C×20h (c) 660°C×20h (d) 700°C×20h

ミCの影響で判断ができなかった。また、結晶粒微細化による $\gamma$ 相の安定化はFig. 6で観察されたように、逆変態で生じた $\gamma$ 相の粒径が約0.5 $\mu\text{m}$ になっていることから説明できる<sup>6)</sup>。

## 5・2 逆変態処理にともなう組織変化

Fig. 6にA4鋼の焼入れ材と50%冷延材の600°C逆変態処理後の組織を示したが、焼入れ材はラス境界が残存し、その境界内に逆変態 $\gamma$ 相が生成しているのに対し、50%冷延材では逆変態 $\gamma$ 相が粒状化し、等方的に成長しているのが観察された。焼入れ材と50%冷延材の組織の差は次のように説明できる。すなわち、焼入れ材に $A_s$ 点以上の温度で逆変態処理を施すと、優先的に旧 $\gamma$ 粒界やパケット、ブロックおよびラス境界を核として逆変態 $\gamma$ が生成、成長する。その結果、焼入れ材のラスマルテンサイト組織に対応して、ラス状の逆変態 $\gamma$ が平行に生成する。一方、冷延材に $A_s$ 点以上の温度で逆変態処理を施すと、冷延によりラス組織が崩れているため、逆変態 $\gamma$ の核生成はランダムに生じ、焼戻されたM組織の中に等軸に近い微細な逆変態 $\gamma$ が形成される。これらの結果は、低炭素合金鋼の焼入れ材や焼入れ後、冷延した材料を $A_1$ 変態点以上に加熱した場合のM $\rightarrow\gamma$ 変態<sup>5)</sup>や低炭素鋼を冷延した後 $A_3$ 以上に加熱する加工熱処理方法でのM相 $\rightarrow\gamma$ 相変態<sup>17)</sup>で得られる微細化組織と同様である。ただし、低炭素鋼や低合金鋼の焼入れ材を冷延後、 $A_1$ 変態点以上に加熱した場合のM $\rightarrow\gamma$ 変態挙動は $\gamma$ 化の過程でM相がまず $\alpha$ 相として再結晶し、その後 $\alpha$ 相の再結晶粒界に $\gamma$ 相が核生成し成長する。これに対し、本研究では後述のFig.11のごとく未変態M相中に微細な $\gamma$ 相が変態生成する点が異なる。Fig. 3のA4鋼の焼入れ材と50%冷延材の逆変態処理後の特性で、両者はほぼ近い伸びを有しながらも50%冷延後逆変態処理材の方が耐力が約200N/mm<sup>2</sup>高い値を示した。この理由はFig. 6からもわかるように、逆変態 $\gamma$ 粒の形状、大きさが異なることにある。50%冷延材の逆変態 $\gamma$ 粒は粒径0.5 $\mu\text{m}$ の等軸に近い超微細粒であり、

Hall-Petchの関係<sup>18) 19)</sup>からも明らかなように粒微細化による強化が大きく寄与しているものと考えられる。

Fig.11にA5鋼67%冷延材に逆変態処理を施した材料のTEM組織を示す。逆変態温度が低い590°C処理材では、20hの長時間加熱処理を施したにもかかわらず、多量に転位を含んだ未変態M相中に逆変態した微細な $\gamma$ 相が観察される。逆変態処理温度が上昇するにつれて $\gamma$ 粒が成長するが、M量が約50%となる635°Cでの $\gamma$ 粒径は0.3~1.0 $\mu\text{m}$ 程度の超微細粒である。M $\rightarrow\gamma$ への逆変態はせん断型と拡散型があるが<sup>20)</sup>、本研究におけるM $\rightarrow\gamma$ への逆変態は徐加熱を行っていること、および、逆変態処理で生じた $\gamma$ 相の粒内には転位がほとんど観察されないことから、拡散型の変態が生じたものと推察される。逆変態処理温度が700°Cと高い場合には一部にM相の微細なラス組織が観察される。この微細なラス組織は逆変態処理で生じた微細な $\gamma$ 相が冷却時に $\gamma\rightarrow\text{M}$ 変態により再焼入れが生じたもので、Fig. 9の逆変態処理温度とM量の関係において、A5鋼のM量が700°C近傍から増加する挙動と良く一致する。

## 6. 結言

室温近傍に $M_f$ 点を有する低炭素Cr-Niマルテンサイト系ステンレス鋼のM $\rightarrow\gamma$ 逆変態による結晶粒超微細化と、それにもなう材料特性の変化をSiの影響をふまえて調査し、延性に優れ溶接軟化のない高強度ステンレス鋼の開発を行った。得られた結果は以下の通りである。

(1) 本鋼を冷間圧延した後、 $A_s$ 点と $A_f$ 点の間温度付近(600~640°C)で逆変態処理を施すと、粒径が約0.5 $\mu\text{m}$ の超微細でNiが濃化した $\gamma$ 相と焼戻しM相との混合組織となり、高強度でかつ高延性の優れた材料特性を得ることができる。

(2) 逆変態 $\gamma$ 粒径は逆変態温度に依存し、高温逆変態ほど $\gamma$ 粒径は大きくなるが、より等方的で均一になる。

(3) Siは $A_s$ 点に影響を与えないが、 $A_r$ 点を上昇させ $A_s$ - $A_r$ 間の温度範囲を広げる効果を有し、 $\gamma$ 量が最高値を示す逆変態温度はSi量とともに高温側に移動する。

(4) 逆変態処理後の伸びは適度の逆変態 $\gamma$ 量および $\gamma$ 粒径が得られる温度で最高値を示す。高Si鋼ほど高強度・高延性の優れたバランスを得ることができる。

(5) 逆変態処理材に溶接を施しても溶接部はほとんど軟化せず、依然高強度・高延性の優れた材料特性を呈する。

## 文 献

- 1) 鋸屋正喜：鉄と鋼，**70** (1984)，p.2196
- 2) 神余隆義，広津貞雄：日新製鋼技報，**33** (1975)，p.71
- 3) 田中照夫，大崎慶治，渡辺治幾，星野和夫：鉄と鋼，**69** (1983)，p.1456
- 4) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi：Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987)，p.570
- 5) 松村直己，時実正治：鉄と鋼，**70** (1984)，p.246
- 6) 高木節雄，谷本征司，富村宏紀，徳永洋一：鉄と鋼，**74** (1988)，p.1058
- 7) M.Grounes and S.Rao：Trans. ASM, **62** (1969)，p.902
- 8) 鈴木敏之，増本 剛：日本金属学会誌，**36** (1972)，p.796
- 9) 星野和夫，伊東建次郎，小松歳弘：日新製鋼技報，**29** (1973)，p.26
- 10) 井川 孝，武本敏彦，田中照夫，中乗敬之，星野和夫：材料とプロセス，**1** (1988)，p.1896
- 11) 横田清義：鉄鋼の急速加熱変態の研究，(1971)，p.11 [産報]
- 12) Y.Murata, T.Takemoto and Y.Uematsu：Proceedings of International Conference on Stainless Steel'91, ed. by I.S.I.J., (1991)，p.510
- 13) 細見広次，芦田喜郎，波戸 浩，安宅 龍，石原和範，中村 均：鉄と鋼，**64** (1978)，p.595
- 14) W.C.Leslie and R.L.Mill：Trans. ASM, **57** (1964)，p.972
- 15) 牧 正志，友田 陽，田村今男：日本金属学会誌，**38** (1974)，p.871
- 16) G.Krauss and M.Cohen：Trans. Met. Soc. AIME, **227** (1963)，p.278
- 17) 鈴山 恵，松村直己，時実正治：熱処理，**28** (1988)，p.233
- 18) E.O.Hall：Proc. Phys. Soc., **64B** (1951)，p.747
- 19) N.J.Petch：J. Iron Steel Inst., **174** (1953)，p.25
- 20) 富村宏紀，高木節雄，徳永洋一：鉄と鋼，**74** (1988)，p.1649