

© 1991 ISIJ

## 論 文

 $\alpha + \gamma$  二相域で均熱後オーステンパー処理した  
0.4% C-Si-1.2% Mn 鋼の残留オーステナイト松村 理\*・佐久間康治\*<sup>2</sup>・武智 弘\*<sup>3</sup>Retained Austenite in 0.4% C-Si-1.2% Mn Steel Sheet Annealed in  
Intercritical Range and Austempered

Osamu MATSUMURA, Yasuharu SAKUMA and Hiroshi TAKECHI

## Synopsis:

To clarify the formation process of the retained austenite in 0.4% C-Si-1.2% Mn steel intercritically annealed followed by austempering, changes in fraction of retained austenite ( $V_\gamma$ ), solute carbon content in retained austenite ( $C_\gamma$ ) and microstructure with isothermal holding time at 350~450°C were examined by X-ray diffraction measurement and electron microscopic observation.

It was concluded that blocky retained austenite grains with less than 2~3  $\mu\text{m}$  dia. found in the above steel and the interlath retained austenite films having been reported by others in the higher carbon ( $\geq 0.6\text{C}$ )-Si-Mn steel annealed at single austenite range and austempered, were the same in chemical stability of austenite by carbon enrichment, in spite of differences in site and morphology. Formation of blocky retained austenite may be attributed to the smaller austenite grain size obtained by cold rolling and intercritical annealing. Addition of Si may cause decreasing of carbide precipitation and increasing  $V_\gamma$  at the holding time the maximum of  $C_\gamma$  ( $C_{\gamma\text{max}}$ ) is reached, with  $C_{\gamma\text{max}}$  unchanged.

**Key words:** high strength cold rolled sheet steel; carbon steel; heat treatment; metallography; intercritical annealing; austempering; silicon; retained austenite; TRIP.

## 1. 緒 言

ZACKAY ら<sup>1)</sup>に始まる TRIP (Transformation Induced Plasticity) 鋼の研究は、当初主に準安定オーステナイト鋼を対象に進められてきた<sup>2)</sup>。一方、MATAS ら<sup>3)</sup>は 0.6% 以上の C, 2% 程度の Si を含む鋼において、オーステナイト単相域からベイナイト変態域に急冷恒温保持し (いわゆるオーステンパー)、ベイナイト変態進行途中で中断し室温まで冷却した場合 (以下高 C 単相域均熱材と記す) にかなりの量のオーステナイトが残留することを見出した。以来、この種の鋼についてベイナイト変態の本質と機械的性質の両面から数多くの報告がなされている<sup>4)~8)</sup>。著者らも高強度薄鋼板の成形性改善を狙い、より C 量の低い 0.4% C-1.5% Si-0.8% Mn 鋼の検討を進めてきた。その結果、この程度の成分鋼でも、①

均熱をフェライト・オーステナイト二相共存域で行いオーステンパー後室温に冷却すれば (以下低 C 二相域均熱材と称する)、20% 程度の残留オーステナイト (以下  $\gamma_R$  と記す) を確保でき成形性改善に有効なこと<sup>9)</sup>、そして、②この効果が明らかに ZACKAY らの TRIP 効果と同一のものであることを明らかにした<sup>10)</sup>。

よく知られるように、オーステンパー処理鋼におけるオーステナイト安定化の主因はオーステナイト中の高い C 濃度である。そして Si は炭化物の析出を抑える<sup>11)</sup> ことにより、オーステナイト中 C 濃度を高め  $\gamma_R$  量を増加させる<sup>4)6)12)</sup>。このことは低 C 二相域均熱材においても高 C 単相域均熱材と基本的に変わらぬと予想されるものの、両者の間には明らかに組織上の差異がある。一つは二相域均熱時の未変態再結晶フェライトの存在の有無であり、一つは  $\gamma_R$  の存在形態である<sup>6)8)</sup>。組織上の

平成 2 年 10 月 15 日受付 (Received Oct. 15, 1990)

- \* 新日本製鉄(株)薄板研究センター (現: 横浜国立大学工学部) (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp., Now Faculty of Engineering, Yokohama National University, 156 Tokiwadai Hodogaya-ku Yokohama 240)
- \*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)薄板研究センター (現: 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所) (Sheet & Coil Research Lab., Now Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)
- \*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)薄板研究センター (現: 新日本製鉄(株)参与) (Sheet & Coil Research Lab., Now Executive Counsellor, Nippon Steel Corp.)

差異がオーステナイト中 C 濃度や  $\gamma_R$  量とどのようににかかわり、最終的に機械的性質にどのように影響するか実用上からも興味のあるところである。しかし、この点に関して、例えば上記 C 濃度に関する基本的知見はほとんどすべて単相域均熱材より得られたものであり<sup>3)4)6)13)~16)</sup>、現象のより複雑な二相域均熱材についての知見ではない。

以上を考慮し本報告では、二相域均熱した 0.4% C-Si-1.2%Mn 鋼を用い、オーステンパー中に起こるオーステナイト中 C 濃度の変化および組織上の変化を中心に検討を行い、単相域均熱材に関する従来の知見との比較を試みた。併せて、 $\gamma_R$  生成におよぼす Si の効果についても検討を行った。

## 2. 実験方法

供試鋼の化学成分を Table 1、製造工程を Fig. 1 にそれぞれ示す。二相域均熱条件 ( $T_1 \times t_1$ ) については、予備実験にもとづき鋼 B1, B2, B3 とともに最終的にフェライト分率 40% 程度となるように選んだものである。得られた 1.4 mm 厚の冷延焼鈍板より、以下の各測定試料を採取した。 $\gamma_R$  量は X 線回折法を用い、板厚 1/4 における Mo 対陰極による  $(200)_\alpha$ ,  $(211)_\alpha$ ,  $(220)_\gamma$ ,  $(311)_\gamma$  回折線積分強度より求めた。オーステナイト中 C 濃度 (固溶 C 量) は同様 X 線回折法を用い、Fe 対陰極による  $(200)_\gamma$ ,  $(220)_\gamma$ ,  $(311)_\gamma$  回折角より格子定数を求め、換算式より C 濃度を算出した<sup>18)</sup>。X 線回折法と並行して、一部の試料については着色腐食法による顕微鏡観察<sup>19)</sup>、加速電圧 200 kV による表面レプリカ電顕観察および加速電圧 400 kV による薄膜透過電顕観察を行っ

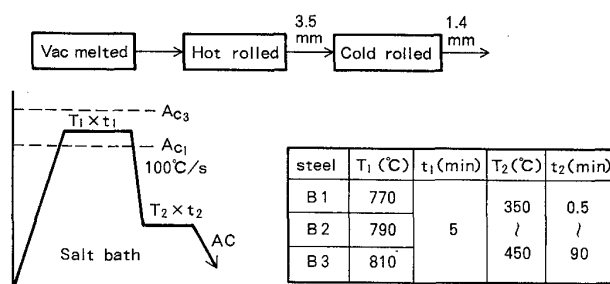
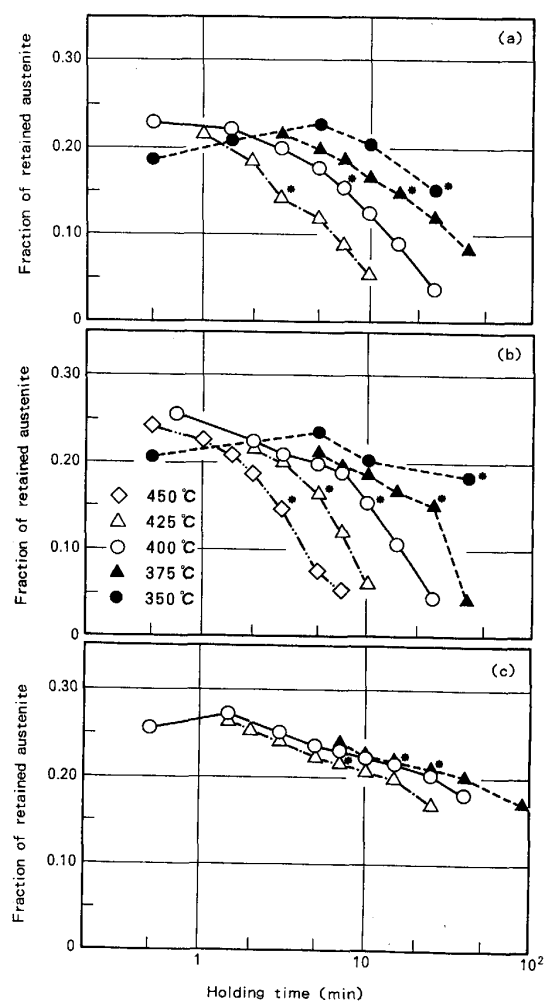


Fig. 1. Sample preparation.

た。なお、薄膜試料は過塩素酸-アルコール系電解液を用い、ジェット電解研磨法により作成した。

## 3. 実験結果

Fig. 2(a)(b)(c) は、それぞれ鋼 B1, B2, B3 二相域均熱材について恒温保持温度 ( $T_2$ )、時間 ( $t_2$ ) と保持後室温に冷却した時残留するオーステナイト量 ( $V_\gamma$ ) との関係を示したものである。鋼 B1 の場合、350°C 保持材に  $V_\gamma$  のピーク ( $V_{\gamma max}$ ) が認められる。375°C 以上の保持では短時間側の測定を行っていないので、ピークに



(a) Steel B1 : 1.2%Si (b) Steel B2 : 1.5%Si  
(c) Steel B3 : 2.0%Si

Fig. 2. Change in fraction of retained austenite ( $V_\gamma$ ) with holding time during austempering.

Table 1. Chemical composition (wt%).

| Steel | C     | Si   | Mn   | P      | S      | Sol. Al | T.N.*  | $A_{c1}/A_{c3}$ *2 |
|-------|-------|------|------|--------|--------|---------|--------|--------------------|
| B1    | 0.392 | 1.16 | 1.20 | <0.002 | <0.001 | 0.045   | 0.0034 | 744/799            |
| B2    | 0.383 | 1.46 | 1.20 | <0.002 | <0.001 | 0.045   | 0.0066 | 753/813            |
| B3    | 0.391 | 1.99 | 1.20 | <0.002 | <0.001 | 0.045   | 0.0061 | 768/836            |

\* Total Nitrogen

\*2 Estimated transformation temperature (°C)<sup>17)</sup>

達した後の  $V_\gamma$  の減少域だけが示されている。鋼 B2, 鋼 B3 についても同様である。すなわち恒温保持時間を増すと  $V_\gamma$  は徐々に増加しある時間で最大となりその後減少する。そして保持温度を上昇させるとこの  $V_\gamma$ - $t$  の関係が短時間側に移行する。また鋼 B1, B2, B3 の比較から, Si 量を増せば  $V_\gamma$ - $t$  の関係が長時間側に移行することもある。

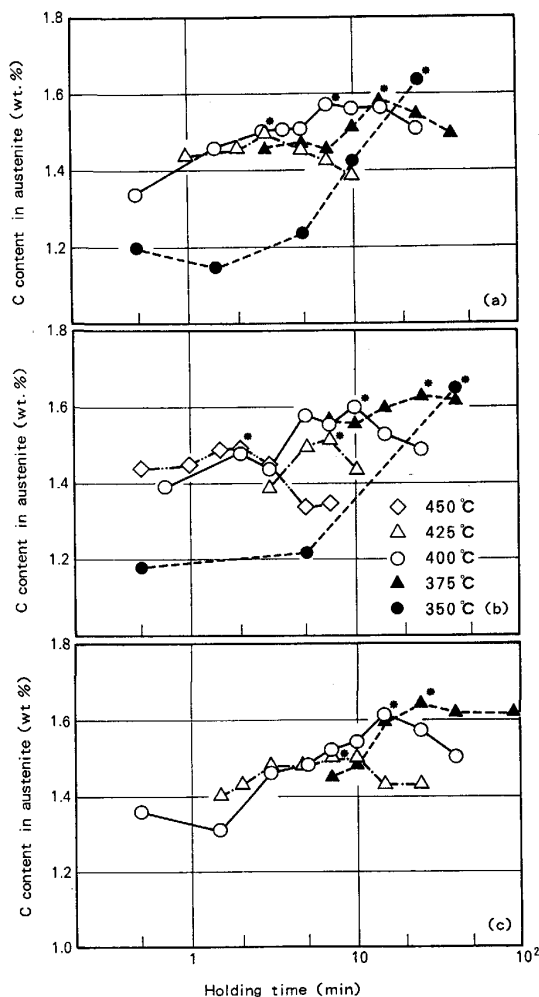
Fig. 3(a)(b)(c) に, 上記試料について (平均) 固溶 C 濃度と恒温保持条件 ( $T_2, t_2$ ) との関係を示した。これらより, およそつぎのような結論が得られる。i) 鋼 B1, B2 の 350°C 保持材の場合, 保持開始後しばらくは C 濃度は 1.1~1.2% 程度であり変化しない。過去の報告も示すとおり, この間は増加する  $\gamma_R$  と減少するマルテンサイトの共存域である<sup>4)</sup>。したがって, 上記 C 濃度は  $\gamma_R$  として存在しうる下限値 ( $C_{\gamma min}$ ) に近い。ii) 恒温保持時間を増すと C 濃度が増加し, ある時間で

最大となり ( $C_{\gamma max}$ ), その後減少の傾向を示す。iii) 保持温度を上昇させると,  $C_{\gamma max}$  となる時間はより短時間側に移行すると同時に,  $C_{\gamma max}$  自体もやや低い値を示す。iv) Si を増すと,  $C_{\gamma max}$  となる時間が長時間側に移行する。しかし  $C_{\gamma max}$  そのものに対しては (本報の 1.2~2.0% の範囲では) あまり影響しない。以上 Fig. 2, Fig. 3 で述べた低 C 二相域均熱材の示す挙動は, 高 C 単相域均熱材における従来の報告<sup>3)4)13)~16)</sup> ととくに変わるものではない。

Photo. 1(a)(b)(c) に鋼 B2 をそれぞれ 400°C×0.7 min, 10 min, 40 min 保持後室温に冷却した場合の光顕組織写真を示す。青色はフェライト, 黄白色は  $\gamma_R$  もしくはマルテンサイト, そして茶褐色はベイナイトを表す。0.7 min 保持材はほぼ  $V_{\gamma max}$ , 10 min 保持材は  $C_{\gamma max}$ , 40 min 保持材はベイナイト変態が大部分完了した時点で相当する。Photo. 1(d) は鋼 B1 (400°C×7 min), Photo. 1(e) は鋼 B3 (400°C×15 min) の例でそれぞれ 400°C において  $C_{\gamma max}$  となる時点に相当する。

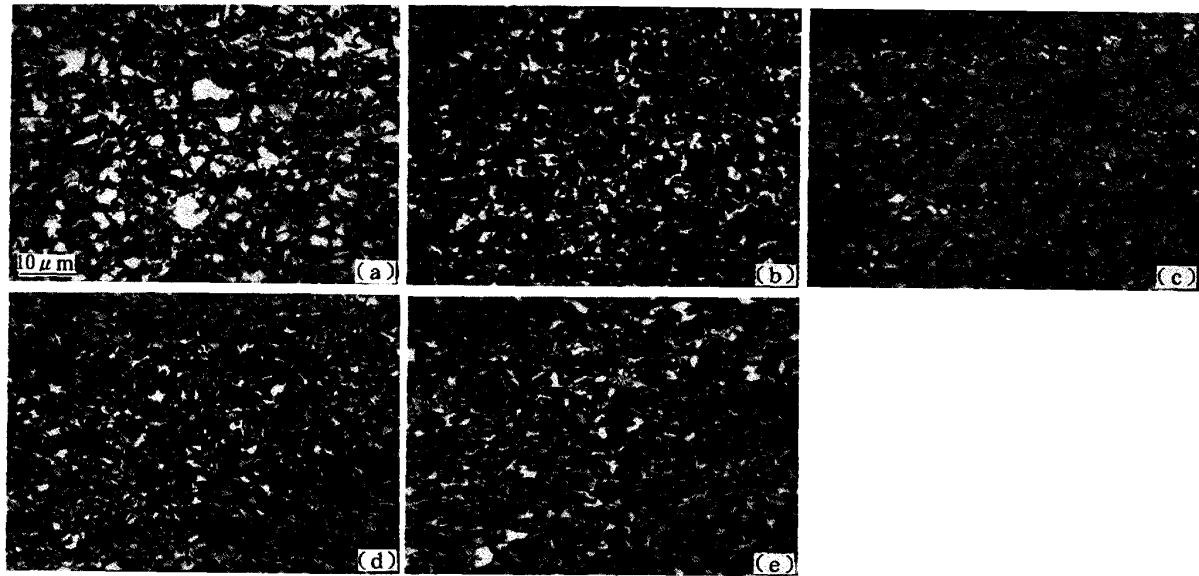
Photo. 2(a), (b) に鋼 B2 : 400°C×0.7 min, 同 : 400°C×10 min 保持後室温に冷却した場合の表面レプリカ電顕組織を示す。保持時間が 0.7 min から 10 min の間にベイナイト変態はかなり進行し, 塊状  $\gamma_R$  径は小さくなりマルテンサイトも認められなくなる。しかしラス状フェライトまたはラス間  $\gamma_R$  が増加する傾向は認められない。代わって径 1  $\mu\text{m}$  程度のより等方的なフェライト粒組織が増加する。つまり 400°C 保持の場合, ラス状フェライトは 0.7 min 以前に生成し, この温度で C 濃度最大となる 10 min の時点では, より等方的またはランダムに近いフェライトが優先成長するように思われる。

Photo. 3 に鋼 B2 : 400°C×10 min 保持材 ( $C_{\gamma max}$ ) の薄膜透過電顕組織を示す。A と記した径 2~3  $\mu\text{m}$  のそれぞれ粒内に焼鈍双晶らしきものを含む二つの結晶粒は, 電子回折の結果  $\gamma_R$  と同定された。これは光顕組織 (Photo. 1) で通常認められる  $\gamma_R$  粒で最も大きい部類のものに相当する。他の領域は, 電子回折ではすべてフェライトであり, 形態によって三つの種類に分けられる。F1 は径数  $\mu\text{m}$  以上の大きな結晶粒で, 転位密度が低く析出物も存在するが分布は一定しない。二相域均熱中に分離した未変態再結晶晶フェライトと思われる。F2 は幅 0.2~0.5  $\mu\text{m}$  で長く伸びた結晶粒からなる領域で, 転位密度が高く矢印に示すように粒界沿いに微細な析出物列が認められる。F3 は径 1  $\mu\text{m}$  程度の小結晶粒からなる領域で F2 同様に転位密度が高い。析出物は認めにくい矢印 (2 か所) に示すように粒界や粒内に認めら



(a) Steel B1 : 1.2%Si (b) Steel B2 : 1.5%Si  
(c) Steel B3 : 2.0%Si

Fig. 3. Change in C content in austenite ( $C_\gamma$ ) with holding time during austempering.



(a) Steel B2 : 400°C×0.7 min (b) Steel B2 : 400°C×10 min (the time  $C_{\gamma max}$  is reached) (c) Steel B2 : 400°C×40 min  
(d) Steel B1 : 400°C×7 min ( $C_{\gamma max}$ ) (e) Steel B3 : 400°C×15 min ( $C_{\gamma max}$ )

Photo. 1. Optical microstructure of the specimens intercritically annealed and austempered at 400°C, revealed by blue (ferrite), yellow (austenite or martensite) and brown (bainite).

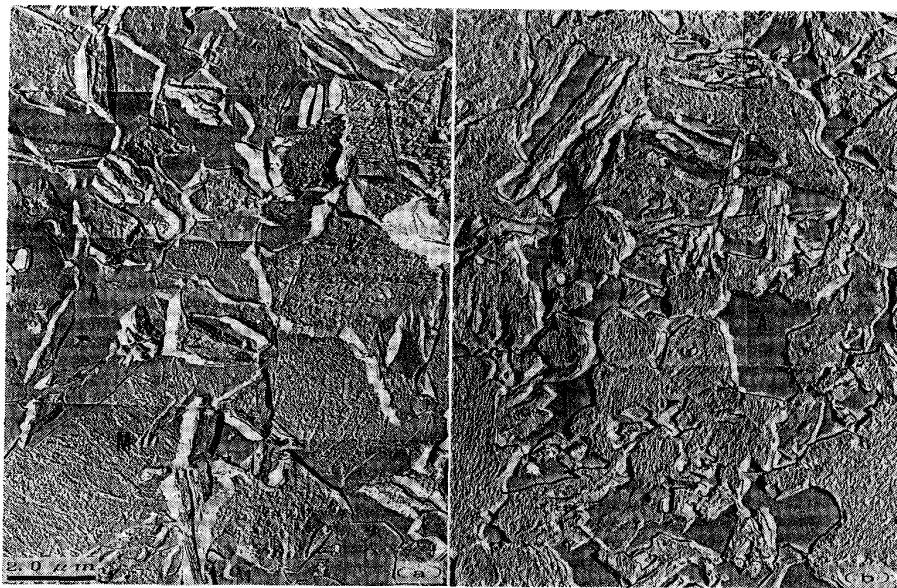


Photo. 2. Change in electron microstructure (surface replica) of steel B2 with holding time (a) 0.7 min, (b) 10 min at 400°C, showing austenite (A), ferrite (F), and martensite (M).

れる場合もある。F2 はその形状からラス状ベイナイトに相当し、F3 も転位密度が高いことから同様にベイナイトと考えられる。電顕視野中では、量的には F3 が多く F2 は少ないが、これはレプリカ観察結果と一致する。Photo. 4 (a) は同じく 400°C × 10 min 保持材の例で、中央の明るい結晶粒 (A) は電子回折より  $\gamma_R$  と同定さ

れた。(111) 反射を用いた暗視野像を Photo. 4 (b) に示す。これらより  $\gamma_R$  粒は左上、右下を F2 型、左下を F3 型、右上は判別しにくいだが、いずれにしても、いくつかのフェライトのパケット (packet) に囲まれ、これらのパケット境界の一部にも  $\gamma_R$  が存在することがわかる。これはラス間  $\gamma_R$  の一部と見ることもできる。



Photo. 3. Typical electron microstructures obtained by holding at 400°C for 10 min (steel B2), showing austenite (A) and three types of ferrite (F1, 2, 3).

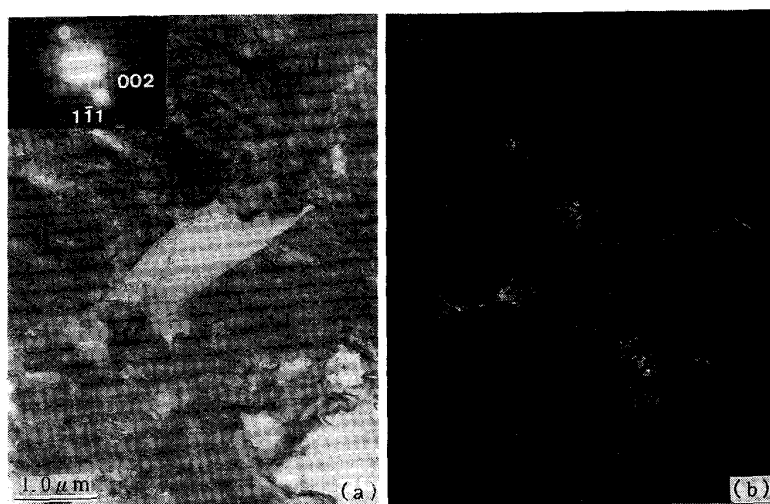


Photo. 4. Blocky retained austenite among bainitic packets, observed at the neighboring area shown in Photo. 3.

鋼 B1 : 400°C × 7 min 保持材 (この温度で  $C_{\gamma_{max}}$ ) についても結果は同様で、上記鋼 B2 とほとんど変わらない。鋼 B3 : 400°C × 15 min 保持材 ( $C_{\gamma_{max}}$ ) の結果もやはり塊状  $\gamma_R$  が主体であるが、Photo. 4 のように塊状  $\gamma_R$  の周囲にラス間  $\gamma_R$  が存在する場合が比較的多く観

察された。光顕組織 (Photo. 1(e)) では明らかにラス間  $\gamma_R$  と思われるものも認められる。鋼 B3 は鋼 B1, B2 と比較し二相域均熱温度が高く、オーステナイトがやや粗大化したためと考えられる<sup>22)</sup>。

## 4. 考 察

### 4.1 $\gamma_R$ 中の C 濃度

ベイナイト変態の初期まだ十分に C が濃化していないオーステナイトを室温に冷却した時、限度  $C_{\gamma \min}$  未満の C 濃度のオーステナイトはマルテンサイトに変態する<sup>4)</sup>。一方、ベイナイト変態に伴いオーステナイトへの C 濃化が進むが、限度  $C_{\gamma \max}$  を超えるとオーステナイト中炭化物の析出にもとづくと思われる C 濃度の減少が起こる<sup>4)7)</sup>。このように残留オーステナイト中の C 濃度には上限値、下限値が存在する。

本報の場合、前節で鋼 B1, B2 : 350°C 保持材の例より推定したように、 $C_{\gamma \min}$  は 1.1% かそれよりやや少ない程度である。 $C_{\gamma \max}$  については、Fig. 3 を  $C_{\gamma \max}$  と保持温度との関係に改めた Fig. 4 より、保持温度に依存し 350~400°C では 1.6% 以上、425~450°C では 1.5% 程度と求められる。C 濃度を 1.1% および 1.6% とし、Table 1 より Mn = 1.2% として  $M_s$  点を試算した結果<sup>20)</sup>、0°C および -237°C という妥当な値が得られる。ちなみに、鋼 B2 : 400°C × 10 min 保持材を液体窒素温度に浸漬した前後のオーステナイト量は、全く変わらなかった。

Fig. 4 に示すように、 $C_{\gamma \max}$  の値は同図に併記した 0.6% C-1.5% Si-0.9% Mn 鋼の単相域均熱材で得られた例<sup>13)</sup> とよく一致する。この例を含め従来の報告を総合すると、高 C (0.6~1.0%) 単相域均熱材では、保持温度 400°C あたりでの  $C_{\gamma \max}$  は 1.6~1.8% となり、鋼中 C 量が増せば増加する傾向を示すようである<sup>4)7)13)~16)</sup>。すなわち、保持温度一定として  $C_{\gamma \max}$  を高めるには、単相域均熱材の場合鋼中 C 量を増す必要があるが、均

熱を二相域で行うと、鋼中 C 量が少なくてもより高 C の単相域均熱材と同等のレベルの  $C_{\gamma \max}$  が得られることになる。なお、Fig. 4 より、 $C_{\gamma \max}$  におよぼす Si の影響は温度の影響と比べても無視しうる程度であることがわかる。図中に本測定で最大のばらつき範囲 (測定数 2) を例示した。

### 4.2 $\gamma_R$ の形態と C 濃度

0.4% C-1.5% Si-1.2% Mn 鋼二相域均熱材の場合、C 濃度最大となる時点において、 $\gamma_R$  の大部分は径 2~3  $\mu\text{m}$  以下の塊状のものとして存在する。ただし、同じ塊状でも、過去の報告で安定性に欠けるとして示された径 10  $\mu\text{m}$  におよぶ大きなものではない<sup>6)8)</sup>。ラス状の (ベイニティック) フェライトはそれ自体多くなく、しかも、わずかに存在するラス状フェライトにしても、ラス間に  $\gamma_R$  はほとんど見出されず、代わりに炭化物が存在することが多い (Photo. 3)。パケット境界の一部にわずかに存在する場合をラス間  $\gamma_R$  と見なしても、量的には塊状のものより圧倒的に少ない (Photo. 4)。この場合のオーステナイト中平均 C 濃度は、Fig. 4 で述べたように、ほぼ  $C_{\gamma \max}$  で 1.6% 近くもあり、これは高 C 単相域均熱材の場合のラス間  $\gamma_R$  で得られた  $C_{\gamma \max}$  の値と同程度である。すなわち、両者は生成場所や形態は異なるものの、C 濃化による化学的な安定性 (平均値) の点では全く同質と考えてよい。塊状でしかも化学的に安定な  $\gamma_R$  の成因として、これが二相域均熱材の特徴であることから、オーステンパー前の①未変態再結晶フェライトの存在、②オーステナイト径の影響が考えられる。中尾ら<sup>21)</sup>によれば (本報でいう二相域均熱材、つまり冷延材を直接二相域で均熱したものとは異なり) いったん単相域を経て二相域均熱しオーステンパーした場合、単相域均熱材と比較して初析フェライトの存在による初期変態の促進効果が認められるが、得られたのはラス状フェライト・オーステナイト組織であった。すなわち、初析フェライトの有無による  $\gamma_R$  の存在形態の差は小さい。したがって、未変態再結晶フェライトの場合も存在形態におよぼす影響は小さいであろう。一方、杉本ら<sup>22)</sup>も、中尾らと全く同じ処理を行い同様にラス状組織を得た。そして単相域均熱材や直接二相域均熱材との比較より、オーステンパー前のオーステナイト径の大小がラス状と塊状の形態の差を分けることを示唆している。オーステンパー前のオーステナイト径の大小がなぜ形態の差異をもたらすかについては推測の域を出ないが、微細なオーステナイトの粒界は、より粗大な粒におけるような理想的なベイナイト変態の進行に、何らかの形で拘束をおよぼすと考えることもできる。

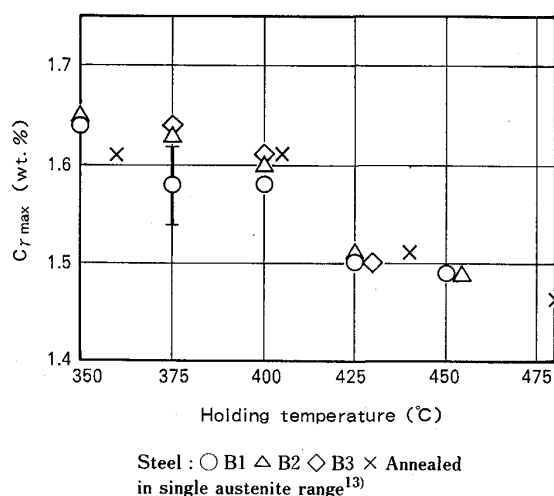


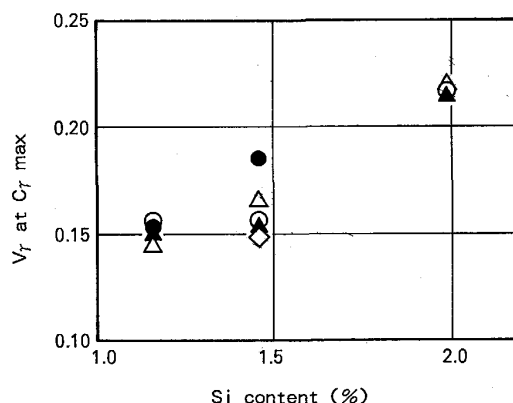
Fig. 4. Relation between  $C_{\gamma \max}$  (maximum C content in austenite) and holding temperature ○B1 △B2 ◇B3 × Annealed in single austenite range<sup>13)</sup>.

以上を考慮して、安定な塊状  $\gamma_R$  の生成過程はつぎのように考えられる。すなわち、本報では冷間圧延を行っているため、二相域に均熱した時には、フェライト粒界に沿って非常に微細なオーステナイトが生成し成長する。このオーステナイト中には、C がその温度における平衡組成に近い状態にまで速やかに濃縮する。その化学組成は、高 C 材を单相域で均熱した組成と類似したものとなるはずである。このように、あまり大きくなく比較的 C 濃度が高いオーステナイト粒が未変態再結晶フェライト地の中に存在する状態で、ベイナイト変態域に冷却恒温保持すると、粒界の影響でベイニティックフェライトはラス状に成長するより、等方的に成長した方がエネルギー的に有利な状況になりやすいと考える。よく似た状況が高 C 单相域均熱材においても、ベイナイト変態後期（オーステナイト径が小さくなった時点で）に、ラス状ベイナイトが幅方向に成長する現象として観察されている<sup>7)15)</sup>。これらと同時に、ある程度の回復が進行することも考慮すべきであろう。このように考えれば、塊状  $\gamma_R$  が多い理由も、径  $1\mu\text{m}$  程度のフェライト結晶粒よりなるベイナイト (F3) が多い理由も説明できる。いずれにしても、恒温保持により  $C_{\gamma\text{max}}$  に至るまで C 濃化した塊状  $\gamma_R$  は、高 C 单相域均熱材におけるラス間  $\gamma_R$  のそれと同程度の化学的安定性を得ると考えられる。

#### 4.3 $\gamma_R$ の生成におよぼす Si の影響

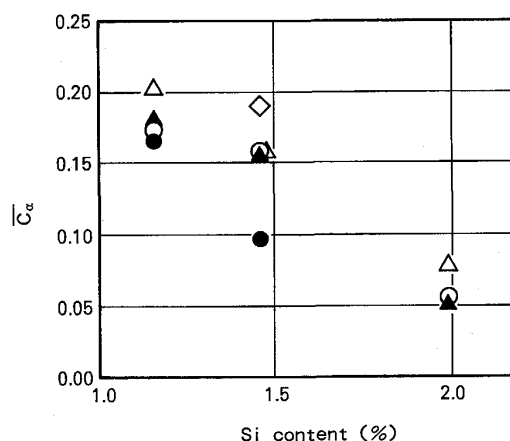
Si は恒温保持において、フェライト中の炭化物析出を抑え<sup>11)</sup>、オーステナイト中 C 濃度を高める<sup>4)</sup>。その結果、 $\gamma_R$  量が増加する<sup>12)</sup>ことは、Fig. 2 において同一保持温度、同一保持時間での  $\gamma_R$  量の比較を行えば直ちに理解できる。しかし、絶対的な温度、時間での比較は実用上あまり意味はなく、重要なのは、 $C_{\gamma\text{max}}$  となる時点での比較である。先に  $C_{\gamma\text{max}}$  は温度には依存するが、Si 量には依存しないとした。もしそうであれば、 $C_{\gamma\text{max}}$  となる時点で、Si はどのように  $\gamma_R$  量や炭化物の析出状況に影響しているか整理する必要がある。

Fig. 5 は  $C_{\gamma\text{max}}$  となる時点 (Fig. 3 \*印) での  $\gamma_R$  量 (Fig. 2 \*印) と Si 量との関係を示したものである。 $\gamma_R$  量は温度によって多少ばらつくが、Si 量が 1.2% で約 15%、1.5% で 15~18%、同 2.0% で 22% となり、Si は  $C_{\gamma\text{max}}$  となる時点での  $\gamma_R$  量を増大させる効果があることを示している。これは実際には  $\gamma_R$  粒径の差異を伴う場合もあることは、Photo. 1 (e) : 2.0% Si 鋼と (d) : 1.2% Si 鋼、(b) : 1.5% Si 鋼との比較からわかる。逆に、上記結果は、Fig. 6 に示すように、Si は ( $C_{\gamma\text{max}}$  は変わらないから)  $C_{\gamma\text{max}}$  となる時点でのオーステナイトに



Holding temperature : ◇ 450°C △ 425°C ○ 400°C  
▲ 375°C ● 350°C

Fig. 5. Variation of  $V_{\gamma}$  at  $C_{\gamma\text{max}}$  with Si content.



Holding temperature : ◇ 450°C △ 425°C ○ 400°C  
▲ 375°C ● 350°C

$\bar{C}_{\alpha} = (C_0 - C_{\gamma\text{max}} \times V_{\gamma}) / (1 - V_{\gamma})$  : average C content in all other phases except for austenite (mainly as carbide)

Fig. 6. Variation of  $\bar{C}_{\alpha}$  at  $C_{\gamma\text{max}}$  with Si content.

固溶していない C、つまり炭化物を含めたフェライト中の平均的な C 濃度 ( $\bar{C}_{\alpha}$ ) を減少させる効果があることを意味する。ここで  $\bar{C}_{\alpha} = (C_0 - C_{\gamma\text{max}} \times V_{\gamma}) / (1 - V_{\gamma})$  ( $C_0$  は鋼中 C 濃度、 $\bar{C}_{\alpha}$  の大部分は炭化物として析出) である。すなわち  $C_{\gamma\text{max}}$  の時点で比較すると、Si は炭化物の析出を抑え ( $C_{\gamma\text{max}}$  を変えないが)、 $\gamma_R$  量を増大させることになる。 $\gamma_R$  量を増すという立場からは、Si 量が多いほど C が有効に活用され、Si 量が少ないほど C が炭化物として浪費されることになる。

つぎに、本報において、 $C_{\gamma\text{max}}$  に Si は影響しないとした点について二三補足をしておきたい。一つは相間分配の問題、すなわち本報の場合二相域均熱時 Si はフェライト中に分配されるので、鋼中 Si 量を変えても  $C_{\gamma\text{max}}$  にほとんど影響しなかったのではないかという疑問である。しかし EDX (Energy Dispersive X-ray Spectrometer) 測定によれば、相間分配は Mn には明ら

かに認められるが Si には全く認められなかった。他にも同様な報告例がある<sup>23)</sup>。一方、著者らは先に  $C_{\gamma \max}$  と関係する全 (均一) 伸びの最大値 ( $El_{\max}$ ) について、Si 量を増しても  $\gamma_R$  量はあまり変わらないが  $El_{\max}$  は向上するという結果を得た<sup>24)</sup>。その理由として、もともとベイナイト変態域に冷却した直後はオーステナイト中 C 濃度に相当のばらつきがあるが、Si を添加すると炭化物の析出が抑制され、最大限近くまでに C が一様に濃化するためであるとした。Fig. 4 において、測定誤差範囲内であるが、それらしき Si 量による差異が認められるようにも思える。もっとも、この効果があるにせよ、 $C_{\gamma \max}$  に対する Si の寄与は、保持温度の寄与に比べれば無視できるほど小さいため、本報の結論に影響するものではない。

## 5. 結 言

フェライト・オーステナイト二相共存域で均熱した 0.4% C-Si-1.2% Mn 鋼を用い、350~450°C でのオーステンパー中に起こるオーステナイト量、オーステナイト中 C 濃度および組織の変化を検討した結果、以下が判明した。

(1) オーステナイト量やオーステナイト中 C 濃度は、恒温保持中、それぞれある保持時間で最大値を有する特徴的な変化を示す。このような特徴やその時到達しうる最大 C 濃度は、従来報告されている 0.6% 以上の C を含み均熱をオーステナイト単相域で行った場合のそれと基本的に変わらない。

(2) 電顕観察によれば、 $\gamma_R$  は主として径 2~3  $\mu\text{m}$  以下の塊状のものとして存在し、ベイナイトは主として径 1  $\mu\text{m}$  程度のフェライト粒より成る組織として存在する。高 C 単相域均熱材で報告されているラス状のフェライトおよびラス間の  $\gamma_R$  はあまり認められない。

(3) (1), (2) より二相域均熱材で認められる塊状  $\gamma_R$  と 0.6% 以上の C を含む単相域均熱材で認められるラス間  $\gamma_R$  とは、生成場所や形態は異なるものの、C 濃化による化学的な安定性の点では全く同質と考えてよい。

(4) 安定な塊状  $\gamma_R$  の生成は、冷延後二相域均熱で得られる、その温度での平衡組成に近い C 濃度の、あま

り大きくないオーステナイト粒の存在に起因すると思われる。

(5) Si は、恒温保持におけるオーステナイト中 C 濃度の最大値そのものには影響しないが、最大となる時点での炭化物析出量を減少させ  $\gamma_R$  量を増加させる。

## 文 献

- 1) V. F. ZACKAY, E. R. PARKER, D. FAHR and R. BUSH: Trans. Am. Soc. Met., **60** (1967), p. 252
- 2) 田村今男, 牧 正志, 波戸 浩, 油井孝輔: 日本金属学会誌, **33** (1969), p. 1383
- 3) S. J. MATAS and R. F. HEHEMANN: Trans. Metall. Soc. AIME, **221** (1961), p. 179
- 4) R. L. HOUILLIER, G. BEGIN and A. DUBE: Metall. Trans., **2** (1971), p. 2645
- 5) H. K. D. H. BHADRESIA and D. V. EDMONDS: Met. Sci., **17** (1983), p. 411
- 6) B. P. J. SANDVIK: Metall. Trans. A, **13** (1982), p. 777
- 7) B. P. J. SANDVIK: Metall. Trans. A, **13** (1982), p. 789
- 8) V. T. T. MIHKINEN and D. V. EDMONDS: Mater. Sci. Technol., **3** (1987), p. 422
- 9) O. MATSUMURA, Y. SAKUMA and H. TAKECHI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987), p. 570
- 10) O. MATSUMURA, Y. SAKUMA and H. TAKECHI: Scr. Metall., **21** (1987), p. 1301
- 11) W. C. LESLIE: The Physical Metallurgy of Steels (1981) [McGraw-Hill]
- 12) H. C. CHEN, H. ERA and M. SHIMIZU: Metall. Trans. A, **20** (1989), p. 437
- 13) 山田利郎, 篠田研一: 日新製鋼技報, **43** (1980), p. 1
- 14) J. DELIRY: Mem. Sci. Rev. Met., **78** (1965), p. 524
- 15) 津崎兼明, 稲田 淳, 松本賢治, 牧 正志: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 1855
- 16) 桑野 寿, 沢井 徹, 内田尚志, 浜口由和: 日本金属学会誌, **54** (1990), p. 413
- 17) K. W. ANDREWS: J. Iron Steel Inst., **203** (1965), p. 721
- 18) R. C. RUHL and M. COHEN: Trans. Metall. Soc. AIME, **245** (1969), p. 241
- 19) S. BANDO, O. MATSUMURA and Y. SAKUMA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **28** (1988), p. 569
- 20) W. STEVEN and A. G. HAYNES: J. Iron Steel Inst., **183** (1956), p. 349
- 21) 中尾 力, 津崎兼明, 牧 正志: 材料とプロセス, **3** (1990), p. 1799
- 22) 杉本公一, 翠 正宏, 小林光征, 白沢秀則: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1356
- 23) M. ENOMOTO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **28** (1988), p. 826
- 24) Y. SAKUMA, O. MATSUMURA and H. TAKECHI: Metall. Trans. A, **22** (1991), p. 489