

.....  
論 文  
.....

# 高 Mn 系非磁性鋼の物理的性質に及ぼす 成分と製造条件の検討

大内 千秋\*・高坂 洋司\*・上田 正博\*<sup>2</sup>

## Effect of Chemical Composition on Physical Properties of Non-magnetic High Manganese Steel and Its Processing Condition

Chiaki OUCHI, Yohji KOHSAKA, and Masahiro UEDA

### Synopsis :

For the purpose of lowering the thermal expansion coefficient of high manganese austenitic steel, the effects of carbon and manganese content on the thermal expansion coefficient from 0 to 100°C were investigated. The permeability after cold working and electrical resistivity were measured in these steels. These physical properties were also investigated after addition of various alloying element such as Si, Cu, Ni, Cr, Mo, Co, and Al in 0.25%C-25%Mn (or 21%Mn) based steel. The decrease of carbon content and the increase of manganese content markedly reduced the thermal expansion coefficient. The addition of ferrite forming elements did not result in increase of permeability, but electrical resistivity was markedly increased with addition of Si or Mo in 0.25%C-25%Mn steel. Particularly, the mechanism controlling the thermal expansion coefficient of high manganese austenitic steel is discussed by making reference to existing theories.

Hot ductility and strengthening due to controlled rolling in high manganese austenitic steel were studied to establish the optimum processing condition.

### 1. 結 言

近年、超高速磁気浮上式リニアモーターカーやプラズマ核融合炉などの強磁場を利用した技術分野の発展に伴い、Ni-Cr 系オーステナイト鋼に代わる非磁性鋼として、高マンガン (Mn) 系オーステナイト鋼の開発、研究が急速に進んできた<sup>1)</sup>。従来、ハッドフィールド鋼で代表される耐摩耗性を主要特性とした高炭素系の高 Mn 系オーステナイト鋼の多くは、鋳物や鍛造材として製造されてきたが、最近の高 Mn 系オーステナイト鋼は、熱間圧延鋼材として製造されるものもあり、その用途も耐摩耗用鋼以外に、非磁性鋼、低温用鋼、各種高強度溶接構造用鋼などの分野に適用されつつある<sup>2)~6)</sup>。

構造用非磁性鋼としての用途では、各種の成形加工後の透磁率が低いことや<sup>7)</sup>、強磁場下での渦電流の発生に基づく磁気損失および磁束の攪乱の観点から、電気抵抗率が高いこと、さらに降伏点が高いこと、常温付近での熱膨張率が低いこと、などが要望されている。ところで、各種の Ni-Cr 系オーステナイト鋼および高炭素高 Mn 系オーステナイト鋼を含め、一般にオーステナイト

鋼の物理的性質の特徴のひとつは、常温付近の熱膨張率がフェライト鋼に比べ、40~60% 高いことが挙げられる<sup>8)</sup>。このことは圧延鋼材としての高 Mn 系オーステナイト鋼が、鋼構造物材として使用される場合に弊害になりうる。従来開発されてきた高 Mn 系鋼の化学組成は、炭素量が 0.40~1.20% で Mn 量が 10~20% の範囲のものが多い<sup>9)</sup>。一方、高 Mn 系 fcc 合金の研究では、本合金系が磁気変態に基づく異常な熱膨張挙動を示すことが知られており、Fe-Mn あるいは Fe-Mn-Cr 合金では、その化学成分によつて常温付近の熱膨張率がフェライト鋼と同等以下のものが得られることが報告されている<sup>10)</sup>。しかしオーステナイト鋼の強化に最も有効な炭素を含まないこの種の合金は降伏点が著しく低く、構造用鋼としては適当でない。また古くから高 Mn 系オーステナイト鋼は、大型鋼塊での製造が困難な鋼種のひとつとされてきた。この原因として、本鋼種は熱膨張率が大きいこと、鋼塊の加熱冷却時に割れが生じやすいことや、熱間加工性が劣ることなどが指摘されてきた<sup>9)</sup>。

以上の背景のもとに、本研究では特に炭素を含む Fe-C-Mn 系オーステナイト鋼の透磁率、熱膨張率および

昭和 54 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 11 月 19 日受付 (Received Nov. 19, 1981)

\* 日本鋼管(株)技術研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K.K., 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

\*<sup>2</sup> 日本鋼管(株)技術研究所(現: 日本鋼管(株)福山製鉄所) (Technical Research Center, Now Fukuyama Works, Nippon Kokan K.K.)

Table 1. Chemical compositional ranges of steels investigated.

	(wt%)									
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	Co	Sol. Al	T. N
C-Mn Series	0.01~1.19	0.30	0.13~38.1	—	—	—	—	—	0.03	0.02~0.04
C-Mn-X Series	0.22~0.28	0.33~5.81	17.1~26.7	~3.14*	~6.08	~5.14	~6.43	~3.54	~0.67	0.02~0.05
Low C-High Mn	0.27	0.44	24.4	0.09	0.02	1.65	0.02	—	0.010	0.04
High C-Low Mn	0.74	0.40	15.9	0.01	0.02	1.82	0.01	—	0.003	0.02

\*3.5%Ni

電気抵抗率に及ぼす C, Mn および Si, Cu, Ni, Cr, Mo, Co, Al の影響を定量的に把握し, 低熱膨張率, 安定な非磁性, 高電気抵抗率を兼ね備えた構造用非磁性鋼の成分系の確立を第一の目的とした。さらに第二として, 製造上の大きな問題である熱間延性および熱間加工性について検討すべく, C, Mn 量の異なる鋼種を用いて, 高温引張試験による延性変化を調査した。またこれらの結果から明らかとなつた低熱膨張率を有する低炭素高 Mn 系オーステナイト鋼の降伏点に及ぼす加熱, 圧延条件の影響も併せて調べた。

## 2. 実験方法

供試鋼は 50 kg 高周波炉により溶製したが, 70種類からなる全供試鋼の成分範囲を Table 1 に示す。C, Mn 以外の合金元素の影響については, 0.25%C-25%Mn 鋼をベース成分としたが, 強力なオーステナイト安定化元素である Ni については 21%Mn 鋼を, また Cr については 18%Mn 鋼をもベースとして調べた。なお, 実験室溶製材の P, S 量は, とともに 0.01~0.02% である。同表には工場材の二種類の高 Mn 系オーステナイト鋼の化学成分を併せて示した。各鋼塊を 1200°C で 1h 加熱後, 12 mm 厚の鋼板に熱間圧延し, 圧延ままで各種の物理的性質を測定した。

透磁率の測定はソレノイドを使用し, ASTM 342-A 64 第 3 法に準じて行い, 磁界の強さが 100Oe のときの磁束密度を測定して算出した。この時の試験片は非磁性の安定性を調べる目的で板厚中心部より削り出した 5 mm×7 mm×50 mm の寸法の試験片に対し, 小型冷間圧延機を用いて 50% の圧下率で冷間圧延を行つたものである。熱膨張率の測定は, 差動トランス式の熱膨張計を用いて -100°C から 300°C の温度域での線膨張量を測定し, 0°C から 100°C の平均熱膨張率を算出した。なお一部については室温から 800°C の範囲でも測定を行つた。測定に用いた試験片の寸法は 9 mm $\phi$ ×50 mm<sup>1</sup> であり, 昇温速度は 2°C/min である。一方, 室温での電気抵抗率の測定は, 3 mm $\phi$ ×60 mm<sup>1</sup> の試験片を用い, 四端子法により測定した。また X 線回折法により, 圧延までの相の同定および各合金系での格子定数の測定

を行つた。格子定数の測定は, 9 mm $\phi$ ×2 mm<sup>t</sup> の寸法の試験片を用い, 標準試料として純タングステンパウダーを同時に貼り付けて測定した。測定精度を上げるためにターゲットとして Fe を用い, 高角度側の反射面を使用した。FeK $\alpha_1$  線によつて  $\gamma$ Fe の {222}, {311}, {220} 面のピークおよびタングステンの {220}, {211} 面のピークを示す  $2\theta$  を測定し,  $\gamma$ Fe の各面の  $2\theta$  をタングステンの値で補正してから格子定数を算出した。 $\epsilon$  相の有無は, 他反射面との重なりからの少ない {10 $\cdot$ 1} 面により判断した。なお特定の鋼について,  $\epsilon$  相の出現の有無を調べる目的で, コバルト 57 を線源とし, 透過法によるメスバウア分光分析を併せて行つたが, 詳細については別途報告する<sup>16)</sup>。

熱間延性および熱間加工性の調査は, 実験室溶解の鋼塊から平行部が 8 mm $\phi$  の丸棒試験片を柱状晶に対して直角方向から採取し, 高周波加熱方式の高温引張試験機で試験を行つた。この時の供試鋼は, C 量の影響を 20% Mn ベースで, Mn 量の影響を 0.25%C ベースで調べた。また試験条件は加熱温度を最高 1350°C までの範囲で変化させ, 各温度に 5 min 保持後歪み速度  $1.1 \times 10^{-3}/s$  で引張試験を行つた。延性値の評価は絞りの変化で行い, 絞りが零になる最低の温度 (Zero Ductility Temperature: ZDT) を求めた。さらに 0.25%C-24.2%Mn 鋼については, 熱間延性に及ぼす歪み速度の影響を調べる目的で, 1200°C で 5 min 保持後, 各温度で引張試験を行つた。また圧延条件の制御による高降伏点化の検討のため, 同鋼を用いてスラブ加熱温度, 圧延仕上げ温度を変化させ, 圧延までの機械的性質の変化および顕微鏡組織の変化を調べた。なお引張試験片 (9 mm $\phi$ ) および 2 mmV シャルピー衝撃試験片は, 12 mm 厚の圧延材の圧延方向から採取し, それぞれ室温および 0~-196°C の範囲で試験を行つた。

## 3. 実験結果

### 3.1 物理的性質に及ぼす C, Mn および Si, Cu, Ni, Cr, Mo, Co, Al の影響

(a) 非磁性の安定性: Fig. 1 は, C-Mn 系の供試鋼について非磁性の安定性に及ぼす C, Mn 量の影響を

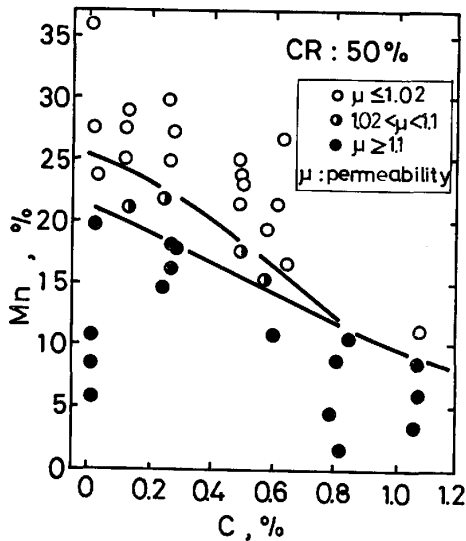


Fig. 1. The effects of C and Mn content on the non-magnetic stability of high manganese austenitic steel after cold rolling (CR) with reduction of 50%.

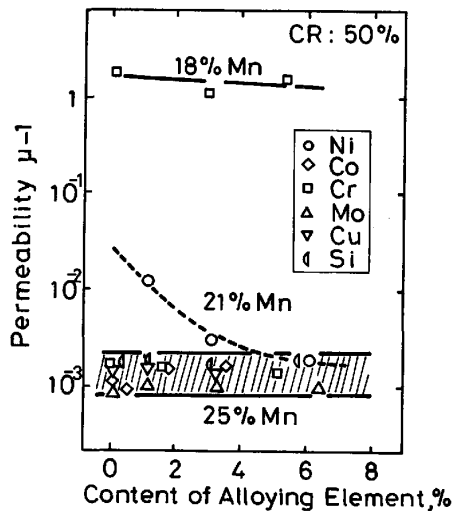


Fig. 2. The effect of alloying element on the permeability after cold rolling with reduction of 50%.

示したものである。非磁性の安定性の目安としては、透磁率 $\mu$ の値が実用上非磁性と考えられる1.02未満の領域を安定非磁性域、1.02~1.1の範囲を準安定非磁性域、1.1を超える領域を不安定非磁性域あるいは強磁性域として分類した。これにより、低炭素化した成分で低透磁率を得るためには、高マンガン化が必要であることがわかる。一方 Fig. 2 は、0.25% C-Mn-X (X: C, Mn 以外の合金元素を表す) 系について、50%冷間加工後の透磁率に及ぼす Si, Ni, Cr, Mo および Co の影響を調べたものである。21%Mn ベースに Ni を添加した系では Ni 量の増加に伴い透磁率は低下する。18%Mn ベースにフェライト安定化元素である Cr を最大5%まで添

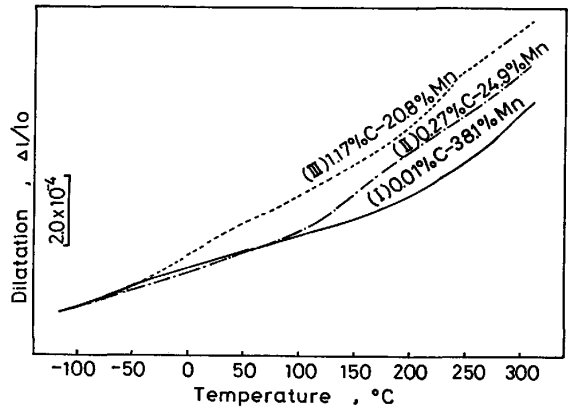


Fig. 3. Comparison of dilatation curves among 0.01%C-38.1%Mn, 0.27%C-24.9%Mn and 1.17%C-20.8%Mn steel.

加した場合には、透磁率が高いレベルでほとんど変化しない。25%Mn ベース鋼の場合には、ベース成分ですでに安定な非磁性を得ており、6%までの範囲でフェライト安定化元素である Si, Mo, Cr を添加しても透磁率はほとんど変化せず、極めて安定な非磁性を有している。従つて本調査範囲の合金系での高 Mn 系オーステナイト鋼の非磁性の安定性は、C 量が一定のもとでは主として Mn 量によつて支配されることがわかる。

(b) 平均熱膨張率: Fig. 3 は C, Mn 量の異なる 0.01%C-38.1%Mn (鋼 I), 0.27%C-24.9%Mn (鋼 II), 1.17%C-20.8%Mn (鋼 III) 鋼の三鋼種について、-100~300°C の範囲の熱膨張曲線を比較して示したものである。これら三鋼種の 0°C から 100°C の範囲の平均熱膨張率は、鋼 I, II, III でそれぞれ  $0.82, 1.07, 1.62 \times 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$  である。また室温から 800°C までの平均熱膨張率は鋼 I, II, III でおおの 2.2, 2.2,  $2.1 \times 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$  であり、高 Mn 系オーステナイト鋼の熱膨張率の異常性あるいはその大きな成分依存性は、常温付近に限定されていることがわかる。室温付近 (0~100°C) の平均熱膨張率 ( $\bar{\alpha}$ ) に及ぼす C, Mn の影響を Fig. 4(a) にまた Cr 量の影響を Fig. 4(b) に示した。C 量が 0.02~1.1% の広範囲にわたり、C 量の増加に伴い平均熱膨張率は大幅に上昇し、また Mn 量が 10~30% の範囲において Mn 量の増加は、平均熱膨張率を大幅に低下させる傾向を示す。フェライト鋼の熱膨張率は、ほぼ  $1.1 \times 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$  であるが<sup>9)</sup>、Fe-C-Mn-Cr 系では成分調整により、より低い熱膨張率の達成が可能である。さらに Fe-Mn 系において Mn 量を約 38% まで増加させても平均熱膨張率は  $0.80 \times 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$  以下にはならず、これは丹治ら<sup>11)</sup>の結果と一致する。また Cr はわずかに熱膨張率を低下させる傾向を示す。Fig. 5 は Si, Cu,

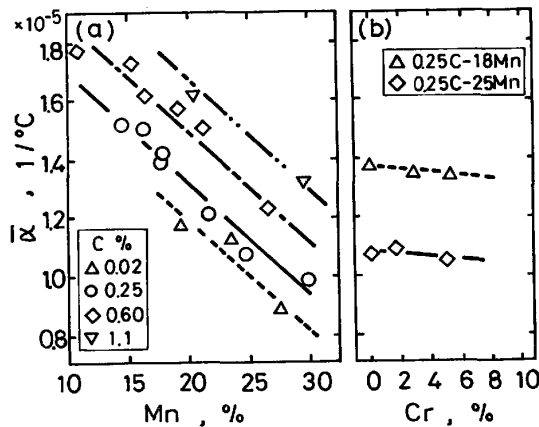


Fig. 4. The effects of Mn, C and Cr content on mean thermal expansion coefficient  $\bar{\alpha}$ .

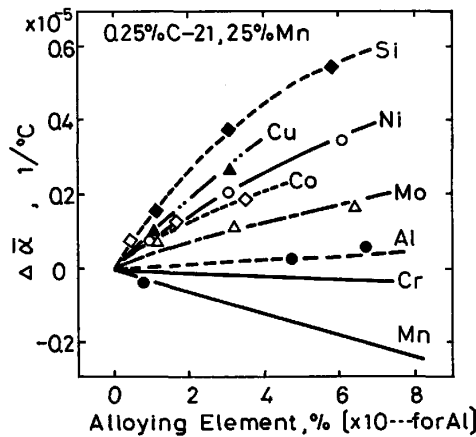


Fig. 5. The effect of alloying element on the mean thermal expansion coefficient of 0.25%C-21, 25%Mn steels.

Ni, Mo, Co および Al の影響を示したものである。図中には、Mn および Cr の影響も併せて示した。この中で Ni だけは 21%Mn をベースとしたものである。平均熱膨張率は、それぞれのベース成分に対する変化量 ( $\Delta\bar{\alpha}$ ) で示した。これより平均熱膨張率に対する各元素の影響を比較すると、低下させる元素は Mn, Cr だけであり、他の合金元素はすべて熱膨張率を上昇させる。以上の結果より、C, Mn については C-Mn 系の供試鋼について重回帰分析した結果により、またそれ以外の合金元素については 0.25%C-25%Mn (Ni については 21%Mn) 鋼をベースとし、比較的直線的に変化する範囲の約 5% 以下の合金元素の添加による 1 wt% 当たりの平均熱膨張率に対する係数を求めると、0~100°C の平均熱膨張率は、(1)式で表すことができる。

$$\bar{\alpha} (\times 10^{-5} / ^\circ\text{C}) = 1.80 + 0.48(\%C) - 0.030(\%Mn) - 0.006(\%Cr) + 0.118(\%Si) + 0.087(\%Cu) + 0.064(\%Ni) + 0.056(\%Co) + 0.030(\%Mo)$$

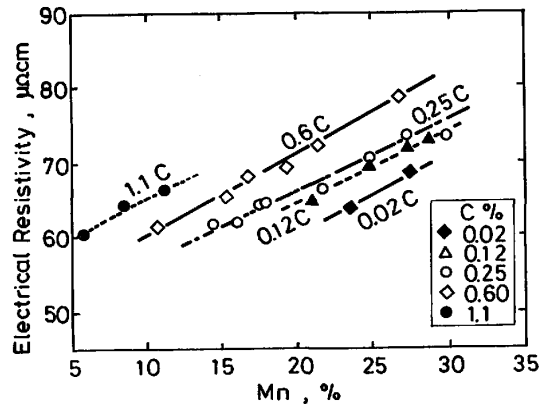


Fig. 6. The effects of Mn and C content on electrical resistivity.

$$+ 0.060(\%Al) \dots\dots\dots (1)$$

(c) 電気抵抗率: Fig. 6 には電気抵抗率に及ぼす C, Mn 量の影響を示した。0.02%C~1.1%C 量の範囲において、C 量のレベルにかかわらず Mn 量が増加するに伴って電気抵抗率は直線的に増加する。C, Mn 以外の合金元素の影響を調べた結果、いずれも添加量が多くなるにしたがい電気抵抗率は上昇した。合金元素間の電気抵抗率への影響度合を比較すると、増加させる効果は Si が特に著しい。以上の結果より、C, Mn については C-Mn 系の供試鋼について重回帰分析した結果により、その他の合金元素については 0.25%C-25%Mn (Ni については 21%Mn) 鋼をベースとして、比較的直線的な変化を示す約 5% 以下の合金元素の添加による電気抵抗率に対する各合金元素の係数を求めると、(2)式が得られた。

$$\rho (\mu\Omega \text{ cm}) = 39 + 18(\%C) + 1.04(\%Mn) + 1.35(\%Cr) + 7.88(\%Si) + 2.05(\%Cu) + 1.45(\%Ni) + 2.78(\%Co) + 3.48(\%Mo) \dots\dots\dots (2)$$

これらの係数は、25%Mo 鋼について清水ら<sup>12)</sup>により測定された係数と比較すると、Si, Cr についてはそれぞれ 1.98 および 0.69 大きい値に、また Mn, Ni についてはそれぞれ 0.23 および 0.17 小さい値になっている。

(d) 格子定数: 0.25%C をベースに、置換型の合金元素を添加した場合の室温における格子定数を測定した結果、格子定数は wt% の元素の単位で(3)式で示される。

$$a_T (A) = 3.610 + 0.00124(\%Mn) + 0.00064(\%Cr) - 0.00050(\%Si) + 0.00116(\%Cu) + 0.00046(\%Ni) - 0.00054(\%Co) + 0.0040(\%Mo) \dots\dots\dots (3)$$

これより Mn, Mo は格子定数を著しく増加させ、Si, Co は低下させることがわかった。

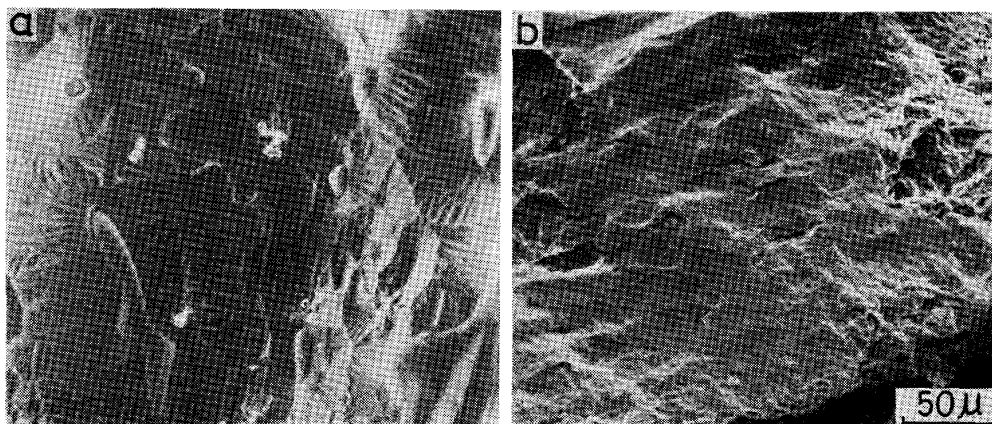


Photo. 1. (a) Fracture appearance of zero ductility specimen. (1.17%C-20.8%Mn steel, 1200°C)  
 (b) Intergranular fracture of high manganese steel. (0.02%C-20.1%Mn steel, 1100°C)

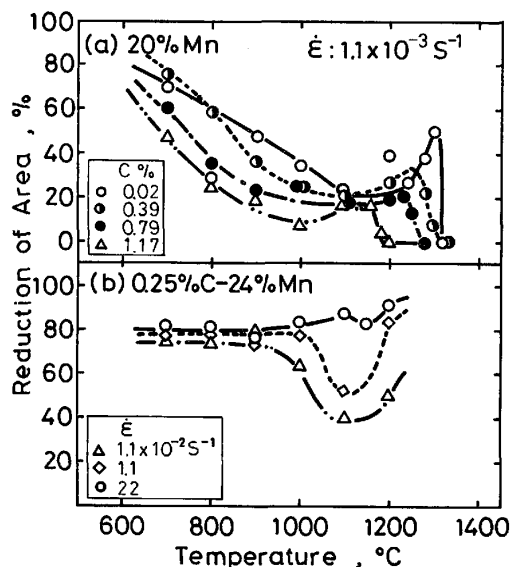


Fig. 7. The effects of (a) carbon content and (b) strain rate on the hot ductility of high manganese austenitic steels.

### 3.2 高 Mn 系非磁性鋼の製造条件

(a) 熱間延性: C 量の異なる 20%Mn 鋼の絞り及び引張試験温度の影響を Fig. 7(a) に示す. 1000°C から 1200°C の温度域でみられる延性低下域での絞りが高炭素になるほど低下すること, また ZDT も C 量の増大に伴い低下し, 1%以上の C 量では ZDT が 1200°C 以下になることがわかる. Fig. 7(b) には 0.25%C-24%Mn 鋼について, 歪み速度の変化に伴う延性値の変化を示した. 熱間圧延時の歪み速度に相当する高歪み速度の引張条件では, 全温度領域にわたって高延性値が得られており, 本鋼種の「熱間加工性」は優れていると考えられる. Fig. 8 は ZDT に及ぼす C, Mn 量の影響を示す. Mn 量の増大は ZDT への影響が小さく, 高 Mn 系オーステナイト鋼の ZDT が基本的に C 量に依存して変化することがわかる. Photo. 1-a には ZDT に

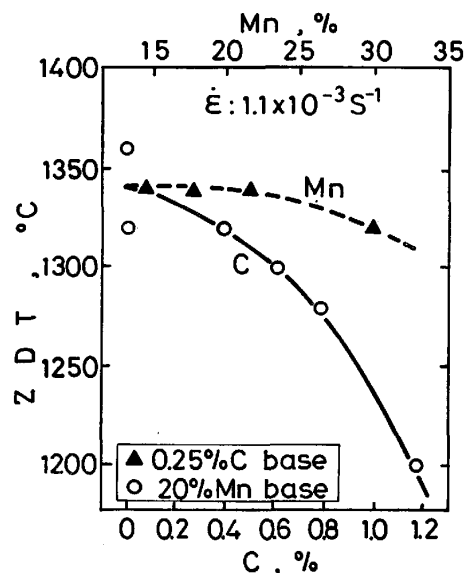


Fig. 8. The effects of C and Mn content on the zero ductility temperature (ZDT) of high manganese austenitic steels. Strain rate is  $1.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

おける破面の例を示したが, 液相が局部的に存在していることから, ZDT は固相線に対応していると考えられる. また Photo. 1-b には延性低下域で観察された破面の一例であるが, 粒界破壊を示している.

(b) 熱間圧延条件: Fig. 9 は 0.25%C-24%Mn 鋼での圧延仕上がり温度に伴う引張, 衝撃特性の変化を示す. 加熱温度を 1200°C から 1100°C の間で変化させた, 機械的性質は加熱温度の依存性が小さく, 圧延仕上がり温度に支配されている. 圧延仕上がり温度の低下に伴い, 引張強さ (TS) の上昇に比較し, 0.2% 耐力 (0.2% PS) は著しく上昇し, 強度上昇に対応して伸び (El) や 0°C でのシャルピーの吸収エネルギー ( $\gamma E_0$ ) は低下するものの, 延性値の絶対値は十分大きいものと考えられる. Photo. 2 は, 圧延仕上がり温度がそれぞれ 1000

Table 2. Changes of structure, permeability and mean thermal expansion coefficient by cold rolling in 0.27%C-24.4%Mn-1.7%Cr and 0.74%C-15.9%Mn-1.8%Cr steels.

No.	Chemical Composition	As hot rolled			After 50% cold rolled		
		$\epsilon$ Phase %	Permeability (H : 100 Oe)	$\bar{\alpha}$ (0~100°C) $\times 10^{-5}/^\circ\text{C}$	$\epsilon$ Phase %	Permeability (H : 100 Oe)	$\bar{\alpha}$ (0~100°C) $\times 10^{-5}/^\circ\text{C}$
A	0.27%C-24.4%Mn-1.7%Cr	0	1.002	1.07	63	1.002	1.16
B	0.74%C-15.9%Mn-1.8%Cr	0	1.003	1.67	19	1.010	1.53

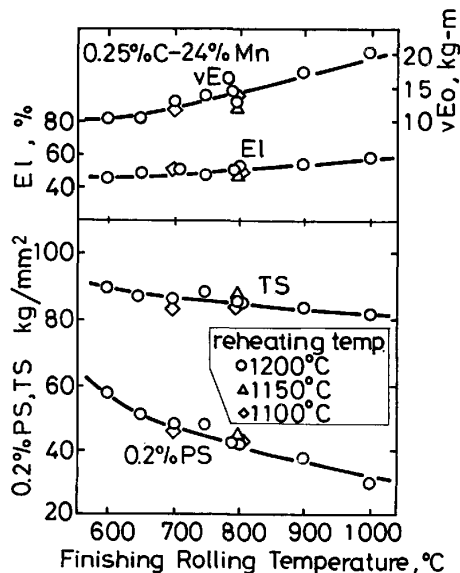


Fig. 9. The change of mechanical properties with the difference of hot rolling condition in 0.25%C-24%Mn steel.

$^\circ\text{C}$  および  $800^\circ\text{C}$  の場合の顕微鏡組織を示したものである。  $1000^\circ\text{C}$  仕上りの場合には、オーステナイト粒が完全に再結晶をしており、  $800^\circ\text{C}$  仕上りの場合には部分再結晶組織である。他の仕上がり温度の結果も併せて判断すると、本鋼は  $900^\circ\text{C}$  以上の仕上がり温度では再結晶、  $750\sim 900^\circ\text{C}$  では部分再結晶、  $700^\circ\text{C}$  以下では未再結晶組織を示す。本圧延条件では仕上がり温度の低下に伴い  $900^\circ\text{C}$  以下の累積圧下率は増大し、  $600^\circ\text{C}$  の仕上がり温度では  $70\%$  に達している。一方シャルピー衝撃特性は、  $-196^\circ\text{C}$  で  $5\text{ kg-m}$  を有し、かつ脆性破面を示すことがなく、高降伏点化にもかかわらず延靱性の低下が少ない<sup>13)</sup>。

#### 4. 考 察

##### 4.1 物理的性質に及ぼす合金元素の影響

高 Mn 系オーステナイト鋼は、冷間加工により  $\alpha'$  あるいは  $\epsilon$  マルテンサイトへの加工誘起変態を生じることが知られている<sup>14)15)</sup>。物理的性質に及ぼす合金元素の影響を考える場合、オーステナイトの冷間加工に伴う相変態挙動を把握しておくことは重要である。Table 2 は  $0.27\%\text{C}-24.4\%\text{Mn}-1.7\%\text{Cr}$  鋼 (A 鋼) および  $0.74\%$

$\text{C}-15.9\%\text{Mn}-1.8\%\text{Cr}$  鋼 (B 鋼) について、それぞれ圧延ままと冷間加工後の  $\epsilon$  相の量および透磁率、熱膨張率の関係を示したものである。ここで  $\epsilon$  相の定量はメスバウア分光分析によるものである。低炭素系の A 鋼では、冷間加工により  $\epsilon$  相への変態が顕著に生じている。一方高炭素系の B 鋼では  $\epsilon$  相の生成は抑制されるが、ごく微量の  $\alpha'$  マルテンサイトが形成される傾向を示す<sup>16)</sup>。また A 鋼は冷間加工後においても極めて低い透磁率を示すが、B 鋼においてはわずかな透磁率の上昇を示す。 $\epsilon$  相は常温において非磁性であり<sup>19)</sup>、加工誘起変態により  $\epsilon$  相が生成しても透磁率が上昇しないのは当然であるが、B 鋼においては、ごく微量の  $\alpha'$  相が透磁率の上昇をもたらしたものと考えられる。また  $0.25\%\text{C}-25\%\text{Mn}$  鋼に、フェライト安定化元素を  $5\%$  前後添加しても透磁率の上昇が生じないことから、構造用非磁性鋼としては、低炭素系の高 Mn 鋼が非磁性の安定性に関して優れていると考えられる。

次に高 Mn 系オーステナイト鋼の熱膨張率に関しては、常磁性-反強磁性の磁気変態により常温付近で異常な熱膨張挙動を示す場合のあることが知られており、「非磁性インバー効果」として固体物理の分野で多くの研究がなされてきている<sup>10)17)~22)24)25)</sup>。本研究で調査した化学成分範囲において熱膨張率は、  $0.8\sim 1.8 \times 10^{-5}/^\circ\text{C}$  の範囲で大きく変化した。このような化学成分の変化に伴う熱膨張率の変化の機構として、(イ)格子定数<sup>20)</sup>、(ロ)最外殻電子数<sup>22)25)</sup>、(ハ)ネール点<sup>26)~28)</sup>の各変化に基づく解釈が従来から行われてきている。(イ)は強磁性(あるいは反強磁性)状態と常磁性状態の格子定数の差が大きいほど体積磁歪が大きくなり、熱膨張率の低下が大きくなるとの考えに基づくものである。 $0.25\%\text{C}-25\%\text{Mn}$  鋼に各種の置換型合金元素を添加した場合の格子定数の変化量 ( $\Delta a$ ) と平均熱膨張率の変化量 ( $\Delta \bar{\alpha}$ ) との関係を図 10 に示す。Mn, Cr は  $\Delta a$  を大きくし、かつ  $\Delta \bar{\alpha}$  を小さくする関係を満足する。しかし Mo は  $\Delta a$  を大きくするにもかかわらず、 $\Delta \bar{\alpha}$  の変化はわずかであり、遷移金属以外の合金元素にまで範囲を広げると、系統的な説明が困難である。

一方、広くインバー効果について、遷移金属元素を添

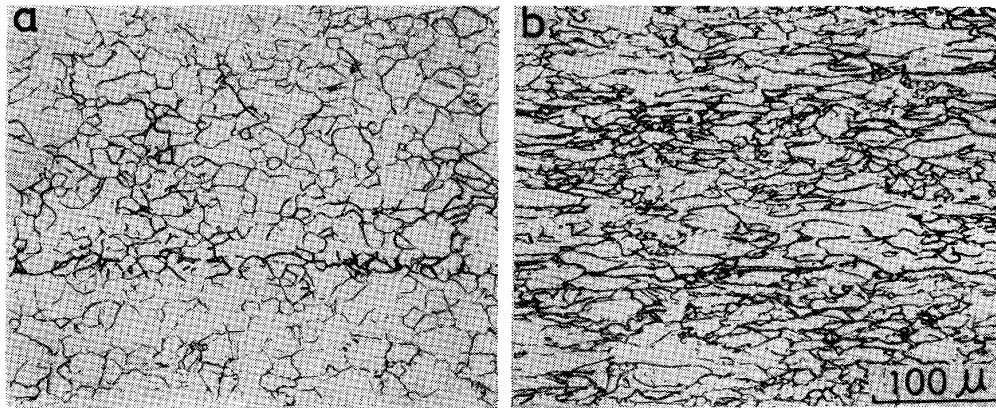


Photo. 2. The change of microstructure with finishing rolling temperature.  
(a) 1000°C (b) 800°C

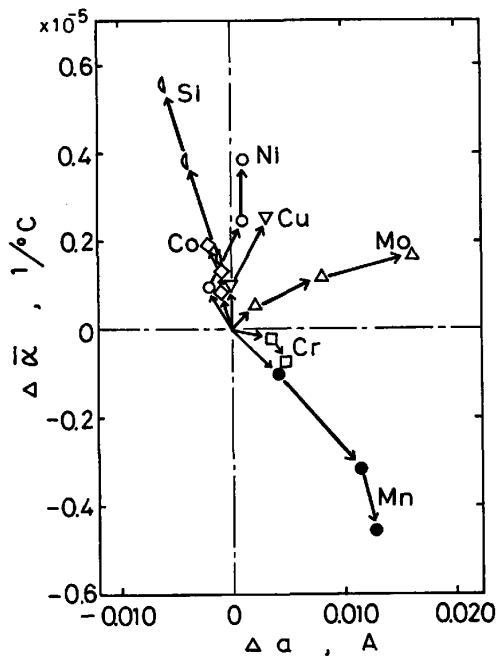


Fig. 10. The relations between the change of lattice parameter and the change of mean thermal expansion coefficient for various alloying element.

加した系については、外殻電子数と熱膨張率との関係による整理が行われている。Fig. 11 は  $e/a$  (単位原子当たりの外殻電子数) と平均熱膨張率との関係を示したものである。Fe 原子よりも外殻電子数の少ない Mn, Cr を増加させた場合には平均熱膨張率を低下させ、その程度は Mn が大きく、外殻電子数の多い Co, Ni, Cu を添加した場合には、平均熱膨張率を上昇させる傾向が見られる。しかしすべての合金元素について、平均熱膨張率の変化が  $e/a$  により一義的には整理がなされない。

最近の高 Mn 鋼の研究では、平均熱膨張率の変化がネール点の関係に基づいて説明されている<sup>26)~28)</sup>。特に C, Mn の平均熱膨張率は及ぼす影響に関する限り、ネール点の変化と良い対応を示す。しかしながら Cr について

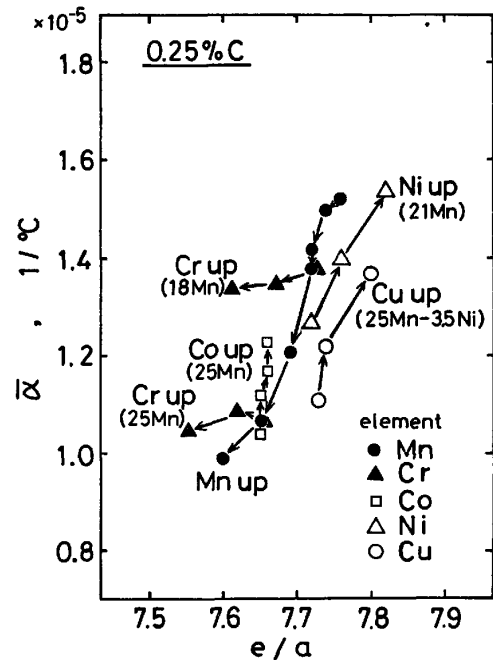


Fig. 11. The change of the relation between mean number of valence electrons per atom ( $e/a$ ) and  $\bar{\alpha}$  with addition of alloying element.

はネール点を下げるにもかかわらず平均熱膨張率を低下させるなど<sup>22)</sup>、広範囲の元素については、ネール点との対応が必ずしも十分でない。また Table 2 に示すように、A 鋼においては加工誘起変態による  $\epsilon$  相の生成が顕著であるにもかかわらず、平均熱膨張率の変化は小さい。A 鋼の熱間圧延までのネール点 (100% オーステナイト) は 69°C<sup>16)</sup> であり、 $\epsilon$  相のネール点は -50°C 以下である<sup>19)</sup>。このことは、平均熱膨張率の変化がネール点により、一般化して説明することが困難であることを示すものと考えられる。

以上のことから、本研究で調査したすべての合金元素について、従来提唱されている説明に基づき統一的に理解することは困難である。ところで本研究における一連

の合金元素の中で、平均熱膨張率を低下させる元素が Mn, Cr のみであつた。反強磁性を示す合金はかなりの種類に及ぶが、その大部分は Mn または Cr を含む合金であることが知られている<sup>23)</sup>。非磁性インバー効果自体が常磁性-反強磁性の磁気変態に基づく体積磁歪によることが明らかである以上、反強磁性状態をもたらす元素である Mn, Cr のみが体積磁歪そのものを増加させることにより、平均熱膨張率を低下させるものと推察される。磁氣的性質が局所的な範囲でのスピン状態により影響されうることを考慮すると、Mn または Cr の増加は Mn-Mn, Mn-Cr ないしは Cr-Cr 原子対の存在を増加させることにより、体積磁歪を増加させ、他の合金元素の添加はこれらの原子対の存在を低減し、体積磁歪を減少させるものと考えられる。

#### 4.2 高 Mn 系非磁性鋼の製造条件

高炭素の高 Mn 系オーステナイト鋼は、大型鋼塊やスラブでの割れが生じやすいことが指摘されてきたが、その原因として本鋼種の熱膨張率が大きいことや熱間加工性が劣ることなどが挙げられてきた<sup>9)</sup>。しかし前述したように、高 Mn 系オーステナイト鋼の熱膨張挙動の異常性は常温付近に限定されており、鋼塊などの割れが問題となる高温域では熱膨張率の化学成分依存性は小さい。また高 Mn 系オーステナイト鋼の熱間加工性は優れている一方、C 量の増大に伴い顕著な ZDT の低下が生ずることを示した。実際の大型鋼塊や連铸スラブ内での成分偏析を考慮すると、高炭素の高 Mn 系オーステナイト鋼の ZDT は非常に低いことが推察され、鋼塊割れの主要原因としては、熱間加工性が劣ることや熱膨張率が大きいことよりもむしろ、圧延時の加熱温度が最も関与していると考えられる。この点から高 Mn 系オーステナイト鋼の製造に際しては、分塊圧延を含め C 量に応じた加熱温度の制御が最も重要と思われる。また低歪み速度変形条件で観察された 1000~1200°C の温度域での延性低下域は粒界破壊によるものであることから、鋼塊の加熱、冷却条件の制御による熱応力などの発生抑制にも配慮することも重要と考えられる。

ステンレス鋼を含め、一般にオーステナイト鋼は引張強さが高いわりには降伏強度が低く、また各種合金元素の固溶強化もフェライト鋼に比べて単位添加量当たりの強化への寄与が小さいことが知られている<sup>29)</sup>。すなわち合金元素による強化ではかなり多量の添加が必要となり<sup>30)</sup>、経済性を損なうため、従来の高 Mn 系オーステナイト鋼の場合には、0.5% 以上の高炭素量による高降伏点化が採られてきた。従つて熱膨張率の低減や機械加工性、溶接性を向上させるために<sup>31)32)</sup>、低炭素化した高

Mn 系オーステナイト鋼では、その高降伏点化の方法が重要となる。本研究では非調質型の低合金高張力鋼で広く実用化されている制御圧延技術をオーステナイト鋼に適用し、機械的性質との関係を調べたが、低温圧延の適用により高降伏点化が可能であることを示した。オーステナイト鋼での低温圧延による強化は、部分再結晶あるいは未再結晶組織中の転位の形成に基づく。しかしその下部組織中の転位は、圧延時の動的回復、圧延パス間での静的回復により、その一部が消滅あるいは再配列しており、冷間加工による強化に比べて、強度-延靱性のバランスは優れていることが確認されている<sup>13)</sup>。Fig. 9 に示したように、低温圧延による強化は引張強さよりも降伏強度により有効に働いており、オーステナイト鋼の強化には極めて合理的な方法と考えられる。

## 5. 結 言

構造用非磁性鋼としての適用を目的に、0.25%C-25%Mn を基本成分とした高 Mn 系オーステナイト鋼の各種物理特性に及ぼす合金元素の影響、および熱間延性や低温圧延による高降伏点化などの製造条件について検討し、以下の結果を得た。

(1) 非磁性の安定性は、基本的に C, Mn 量によつて支配され、0.25%C-25%Mn 鋼に約 6% までの範囲でフェライト安定化元素を添加しても、非磁性の安定性は損なわれない。

(2) 0~100°C の範囲の平均熱膨張率は、C 量の低下により著しく減少し、置換型元素の中では Mn および Cr だけが低下させ、他の合金元素はいずれも上昇させる。C, Mn についてはそれぞれ 0.02~1.2% および 10~30% の範囲で、その他の合金元素については 0.25%C-25%Mn (Ni については 21%Mn) 鋼をベースとすると、各成分の影響の度合は次式で示される。

$$\begin{aligned} \bar{\alpha} (\times 10^{-5}/^{\circ}\text{C}) = & 1.80 + 0.48(\% \text{C}) - 0.030(\% \text{Mn}) \\ & - 0.006(\% \text{Cr}) + 0.118(\% \text{Si}) + 0.087(\% \text{Cu}) \\ & + 0.064(\% \text{Ni}) + 0.056(\% \text{Co}) + 0.030(\% \text{Mo}) \\ & + 0.060(\% \text{Al}) \end{aligned}$$

(3) 電気抵抗率は、いずれの合金元素を添加しても上昇するが、その中では Mo, Si の影響が特に著しい。(2) 項と同様の成分範囲およびベース成分において、各成分の影響の度合は次式で示される。

$$\begin{aligned} \rho (\mu\Omega \text{cm}) = & 39 + 18(\% \text{C}) + 1.04(\% \text{Mn}) + 1.35(\% \text{Cr}) \\ & + 7.88(\% \text{Si}) + 2.05(\% \text{Cu}) + 1.45(\% \text{Ni}) \\ & + 2.78(\% \text{Co}) + 3.48(\% \text{Mo}) \end{aligned}$$

(4) 高 Mn 系オーステナイト鋼の ZDT は、C 量の上昇により著しく低下するが、Mn 量の影響は軽微で



ある。低歪み速度変形での 1000~1200°C の温度域で見られる延性低下域での絞りは、C 量の増加に伴い低下する。

(5) 0.25%C-24%Mn 鋼の低温圧延では、延靱性の著しい劣化を伴うことなく高降伏点化が達成できた。

(6) 熱膨張率に及ぼす合金元素の影響については、従来提唱されている単一の説明によつてすべてを理解することは困難であり、結局 Mn, Cr の添加による熱膨張率の低下は、局所的な範囲での Mn-Mn, Mn-Cr または Cr-Cr 原子対の存在確率の増加によつて、体積磁歪の増加が引き出されたものと推察される。

### 文 献

- 1) 沢 繁樹: 日本金属学会会報, 18 (1979), p. 573
- 2) 大内千秋: 特殊鋼, 28 (1979), p. 25
- 3) 大内千秋, 高坂洋司, 上田正博, 田中淳一: 日本鋼管技報, 87 (1980), p. 391
- 4) 高坂洋司, 三瓶哲也, 北田豊文, 大内千秋, 大須賀立美: 鉄と鋼, 67 (1981), A85
- 5) 吉村博文, 山田直臣, 矢田 浩, 本間弘之, 伊藤 悌二: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 321
- 6) 吉村博文, 清水高治, 北島一徳: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2010
- 7) 加藤哲男, 藤倉正国, 矢萩慎一郎, 石田清仁: 電気製鋼, 49 (1978), p. 90
- 8) 金属データブック (日本金属学会編) (1974), p. 106 [丸善]
- 9) 橋浦広吉: 日本金属学会会報, 16 (1977), p. 681
- 10) たとえば, H. FUJIMORI: J. Phys. Soc. Japan, 21 (1966), p. 1860
- 11) 丹治雅典, 白川勇記: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 897
- 12) 吉村博文, 清水高治, 山田直臣: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1434
- 13) 高坂洋司, 大内千秋: 鉄と鋼, 66 (1980), S1085
- 14) C. H. WHITE and R. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 200 (1962), p. 457
- 15) 田村今男, 牧 正志: 鋼の強靱性 (1971), p. 183
- 16) C. OUCHI, Y. KOHSAKA and J. HUFFMAN: Trans. ISIJ 投稿予定
- 17) M. SHIGA and Y. NAKAMURA: J. Phys. Soc. Japan, 26 (1969), p. 24
- 18) 深道和明, 齋藤英夫: 日本金属学会会報, 15 (1976), p. 553
- 19) Y. ENDOH and Y. ISHIKAWA: J. Phys. Soc. Japan, 30 (1971), p. 1614
- 20) A. KATSUKI and K. TERAQ: J. Phys. Soc. Japan, 26 (1969), p. 1109
- 21) D. A. COLLING and M. P. MATHUR: J. Appl. Phys., 42 (1971), p. 5699
- 22) F. RICHTER and W. PEPPERHOFF: Arch. Eisenhüttenwes., 47 (1976), p. 45
- 23) B. D. CULLITY: Introduction to Magnetic Materials (1972), p. 179 [Addison-Wesley]
- 24) 齋藤英夫, 藤森啓安: 日本金属学会会報, 7 (1968), p. 263
- 25) W. BENDICK, H. H. ETTWIG, F. RICHTER, and W. PEPPERHOFF: Z. Metallkd., 68 (1977), p.103
- 26) M. HAYASE, M. SHIGA, and Y. NAKAMURA: J. Phys. Soc. Japan, 30 (1971), p. 729
- 27) 佐々木晃史, 渡辺健次, 野原清彦, 小野 寛, 近藤信行, 佐々木徹, 佐藤周三, 一瀬 功: 川崎製鉄技報, 13 (1981), p. 381
- 28) 加藤哲男, 藤倉正国, 矢萩慎一郎: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2692
- 29) たとえば, 田村今男: 鉄鋼材料強度学 (1969), p. 123 [日刊工業新聞社]
- 30) 加藤哲男, 藤倉正国, 矢萩慎一郎, 石田清仁: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 587
- 31) 三瓶哲也, 大内千秋: 鉄と鋼, 66 (1980), S354
- 32) 大内千秋, 三瓶哲也, 大須賀立美, 高坂洋司, 北田豊文, 国定泰信: 日本鋼管技報, 88 (1981), p. 14