

6%Mn 鋼の低温靱性

論 文

村上 雅人*・柴田 浩司*²・藤田 利夫*²

Low Temperature Toughness of 6%Mn Steels

Masato MURAKAMI, Koji SHIBATA and Toshio FUJITA

Synopsis :

Fe-Mn alloys have similar microstructure to Fe-Ni alloys in iron rich region, therefore they have promising potential as structural materials at cryogenic temperatures. Fe-Mn alloys, however, lose their toughness by catastrophic intergranular failure when tested at low temperatures. This is attributed to the segregation of impurities to grain boundaries. The segregation can take place at higher temperatures than 600°C, in both austenite(γ) and two phase($\alpha+\gamma$) region.

An addition of molybdenum has been found to be effective in reducing the segregation of phosphorus in the two phase region and enhances toughness. However, no perceivable difference was observed in the segregation in the γ field.

Double temper has been also identified as a beneficial treatment for improving toughness, which promoted the reversion of austenite along grain boundaries and reduced the susceptibility to intergranular failure.

As a result it was shown that fairly good toughness could be achieved in Fe-6Mn-0.2Mo-0.05C alloy with QLT(800°C/1h/W.Q./700°C/1h/W.Q./600°C/1h.W.Q.) treatment.

1. 緒 言

体心立方構造を有するフェライト系鋼では、温度低下とともに破壊様式が延性破壊から(100)面に沿ったへき開破壊または粒界破壊へ移行し、靱性が大きく損なわれることが知られている¹⁾。このため鋼を低温で使用する場合には、その延性脆性遷移温度(DBTT)が使用温度より十分低くなければならない。鋼のDBTTを低下させる方法としては、結晶粒や組織の微細化が有効である²⁾。また、NiおよびMnを添加することによっても鋼の靱性を改善することが可能である³⁾。特にNi添加は有効で、9%Ni鋼を代表とするように、-196°Cでも脆性破壊をしない鋼がすでに実用化されている。Niと同様の効果があることから、Mnを添加した低温用鋼の開発の試み^{4)~7)}も行われてきたが、現段階では実用化には至っていない。これは、Mnをある程度以上含有すると粒界破壊しやすくなること⁸⁾、またMn量が10%を越えると ϵ 相が組織中に混入すること⁹⁾などが原因と考えられている。また、Niは鋼そのものの靱性を向上させるが、Mnの効果は介在物の形態制御などの間接的なものであるという考えもある³⁾。しかし、最近の研究の中には、Fe-Mn系でも低温靱性にすぐれた鋼の

開発が可能であることを示すものもみられる。例えばHWANGら¹⁰⁾は、Fe-Ni系で成功した2BT処理¹¹⁾、すなわちオーステナイト(γ)域への加熱と、フェライト(α)+ γ の2相域への加熱冷却をくり返すことによつて、Fe-8Mn、Fe-12Mn-0.2Ti鋼の結晶粒の微細化をはかり、比較的良好な靱性を得ている。またNIKURAら¹²⁾は同様の2BT処理を5%Mn鋼に適用し、非常に微細な結晶粒を得ることに成功し、-196°Cでも良好な結果の得られることを示している。しかし、HWANGらの鋼は-196°Cでは脆性を示す。これはFe-8Mn鋼の場合にはFe-Ni系ではみとめられない ϵ 相が変態中にあらわれ、結晶粒の微細化や組織制御がうまく図れないことと、Fe-12Mn-0.2Tiの場合には粒界破壊することが原因である¹⁰⁾。そこでHWANGら¹³⁾は、この12%Mn鋼にBを添加することによつて粒界を強化し靱性の改善に成功している。以上の研究はFe-Mn系においても低温靱性にすぐれた実用材料の得られることを示唆するものである。

一方、Niは本質的に鋼の靱性を向上させると考えられているが、その添加のみで満足できる低温靱性を確保できるわけではなく、適当な熱処理によつて組織を制御することが必要である¹⁴⁾。これは、組成とともに鋼の組

昭和56年11月本会講演大会にて発表 昭和60年3月25日受付 (Received Mar. 25, 1985)

* 東京大学大学院 (現:新日本製鉄(株)素材第二研究センター) (Graduate School, The University of Tokyo, Now Materials Research Lab.-II, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

*² 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

組織が靱性と密接な関係にあることを示すものである。組織という観点からみると、Mn と Ni は Fe に対してほぼ同様の効果を持つており、Fe-Mn 合金の成分設計と組織制御をうまく行えば、実用的な低温用材料の開発が十分可能と考えられる。また、近年核融合炉等に使用される材料中の Ni が長寿命の放射性物質に変換することによる使用済み材料の処理問題が重要視されてきており、核融合炉の超電導マグネット周辺に用いられる低温用鋼においては、フェライト系、オーステナイト系を問わず Ni を含まぬ鋼の開発が必要であるという提言が米国ではなされている¹⁵⁾。以上のことを考慮し、著者らは Fe-Ni 系に比べ十分には調べられていない Fe-Mn 系のフェライト鋼の組織と機械的性質の関連を溶接性を含め詳細に検討することにした。この結果 6%Mn 鋼は低温用鋼として予想以上のすぐれた性質を有することが明らかになった。本報告では、この鋼の組織と靱性に関する基本的な性質について述べることにする。

実験結果について述べる前に Fe-Mn フェライト系低温用鋼を設計する際、著者らのとつた基本方針について説明する。

(1) 一般に強度を低下させれば靱性を向上させることは可能であるが、実用性を考えると強度の低下はできる限り抑えたい。そこでフェライト系鋼で強度と靱性のバランスにすぐれた組織とされる焼もどしマルテンサイト¹⁶⁾が大部分を占めるよう合金の成分設計を行う。

(2) Fe-Mn 系では組成、熱処理によつては準安定相である hcp 構造の ϵ マルテンサイトが組織中に混入する。 ϵ 相の靱性に及ぼす影響は明らかではないが、Fe-Ni 系で有効である組織制御を利用するためにはこの相の混入を抑制する必要がある¹⁰⁾。

(3) Ni, Mn とともに γ 形成元素であり、Fe-Ni 系同様 Fe-Mn 系でも $\alpha + \gamma$ 2 相域で焼もどしを行うと、これらの元素が富化した微細な γ を組織中に導入することが可能である。Fe-Ni 系ではこの組織をうまく利用して靱性を向上させているので、Fe-Mn 系においてもこの γ をうまく利用することを考える。

(4) Fe-Mn 系合金は粒界破壊感受性が高いとされているが、その原因について検討を加え、可能ならばその低減を図る。

以上の方針から成分設計を行うと、まず焼もどし α'

組織を得るためには当然焼入れ状態で α' 組織であることが必要である。Fe-Mn 系においては Mn 含有量が 6~12% 程度^{4)~6)}で α' 組織が認められるとされている。ただし Mn 含有量が 10% を越えると組織中に ϵ 相が混入してくる⁹⁾。そのうえ Mn 量が多いとそれだけ粒界破壊感受性が高まるという報告⁸⁾¹⁷⁾がある。また焼もどしを行う場合 A_s 点がある程度高くないと、組織の焼もどしによる効果が十分でなかつたり、焼もどし温度域が脆化域と重なるおそれがあるが Mn 添加は A_s 点を低下させるので、結局 Mn 含有量としては 6% 付近が適当と考えられる。しかし、著者らの検討¹⁸⁾では、6%Mn のみでは焼入状態で完全なラスマルテンサイト組織が得られず、いわゆるマッシュフェライトと考えられる組織の混入することが分かつた。そこで、C 添加によつて、その焼入性を高めた Fe-6%Mn-0.05% C を基本組成とした。この C は焼入性を高めるだけでなく、逆変態生成する γ の安定化にも役立つと考えられる¹⁹⁾。また C 添加によつて ϵ 相の混入する Mn 組成に影響のないことも報告されている¹⁰⁾。ただしこの基本組成のままでは粒界破壊感受性が高いと予想されるので、焼もどし脆性抑制に効果の大きい Mo 添加の影響、また Fe-Ni 系で用いられている 2 段焼もどしを含めた熱処理の影響についても検討を行った。

2. 実験方法

2.1 試料

供試材の化学組成を Table 1 に示す。これらは高純度電解鉄、電解マンガンなどを原料として 17 kg 高周波真空溶解炉で溶製したものである。6M1 は Fe-6Mn-0.05C の組成の基本成分鋼で、6M2 はさらに 0.2% Mo を添加したものである。これらの鋼塊を 1200°C に加熱し、熱間圧延後試片を切り出し Ar 雰囲気中で熱処理した。

熱処理は 800°C で 1 h オーステナイト化後水冷し、550~700°C の温度で 1 h 焼もどしを行う QT 処理およびこの中間に 650~725°C で 1 h 加熱をほどこす QLT 処理を行った。

2.2 衝撃試験および引張試験

JIS 4号の 2 mm V ノッチシャルピー試験片を T 方向に切り出し、種々の温度で衝撃試験を行った。また引

Table 1. Chemical compositions of alloys (in wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	N	O
6M1	0.056	0.10	6.18	0.002	0.005	0.01	0.030	0.0025	0.0018
6M2	0.052	0.10	6.21	0.002	0.006	0.23	0.033	0.0073	0.0029

張試験は平行部径 4 mm 平行部長 20 mm の試験片を用い、室温および液体窒素中で行った。

2.3 組織観察および破面観察

5% ナイタルなどで試験片を腐食し、光顕および走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて組織を観察した。また透過型電子顕微鏡 (TEM) による薄膜観察, SEM による衝撃破面観察も行った。

2.4 残留オーステナイト (γ_R) の定量

試験片を液体窒素中に浸漬して安定に存在しうる γ_R 量を MILLER の用いた X 線回折法²⁰⁾により求めた。

2.5 オージェ電子分光分析

オージェ電子分光分析は PHI 50 走査型マイクロオージェ電子分光分析装置を用いて行った。試験片は径 3.3 mm 長さ 38 mm の丸棒試験片に 1 mmV ノッチを付けたものを 2×10^{-8} Pa の高真空内で液体窒素により -150°C まで冷却して破断したのち分析を行った。分析条件は、加速電圧 5 kV, ビーム電流 1 μA , 変調電圧 3 eV, アナライザー印加電圧 1.6 kV, 掃引割合 3 eV/s, 時定数 0.1 s とし, スパッタリングは Ar^+ イオンを用いて, 加速電圧 3 kV で行った。

3. 実験結果および考察

3.1 焼入状態 (as Q) の組織と機械的性質

Photo. 1 に 800°C で 1 h オーステナイト化後水冷して得られた 6M1 の光顕および TEM 観察組織を示す。典型的なラスマルテンサイトを呈している。0.2%Mo を含む 6M2 も同様の微細組織を有する。

Table 2 に as Q の機械的性質を示す。両鋼とも非常に高い強度を有しているが, DBTT は 0°C でもちろんこのままでは低温用鋼として用いることはできない。

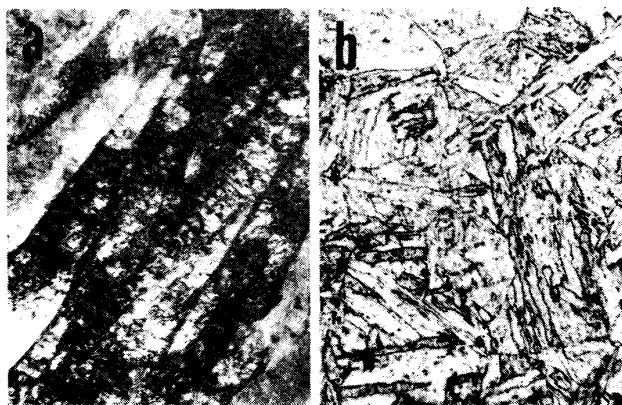


Photo. 1. Microstructure of Fe-6Mn-0.05C alloy austenitized at 800°C for 1h followed by water quenching: a) transmission electron micrograph (at $\times 10\,000$); b) optical micrograph (at $\times 500$).

Table 2. Typical mechanical properties of Fe-6Mn-0.05C and Fe-6Mn-0.2Mo-0.05C alloys in the as-quenched condition.

Alloys	Test temp. ($^\circ\text{C}$)	0.2 pct offset strength (kgf/mm^2)	Ultimate tensile strength (kgf/mm^2)	Elongation (pct)	Charpy impact energy ($\text{kgf}\cdot\text{m}$)
6M1	20	101.2	119.8	12.2	7.8
	-196	133.8	149.0	9.0	0.0
6M2	20	100.0	117.6	12.8	8.2
	-196	132.0	149.8	9.0	0.1

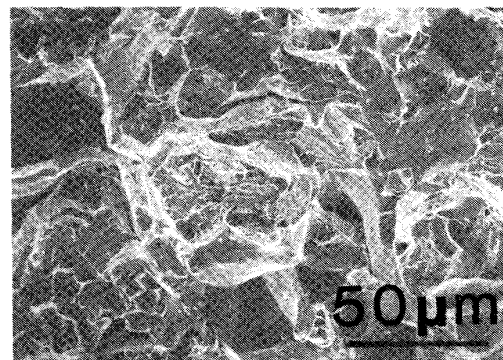


Photo. 2. Scanning electron fractograph of Fe-6Mn-0.05C alloy in the asquenched condition.

6M1 の脆性破面を Photo. 2 に示すが, 粒界と粒内の混合破面であり, 9%Ni 鋼などの実用 Fe-Ni フェライト鋼が粒内破壊 (擬へき開) によつて脆性遷移するのと異なっている。そこでこの as Q 材でみられる粒界破壊についてくわしく検討した。

3.2 as Q 材の粒界破壊

フェライト系 Fe-Mn 合金の粒界破壊感受性が高いことは従来より多くの報告^{4)~6)8)}があり, γ 域から焼入れた状態で試験を行うと粒界破壊を呈するという報告もなされている^{8)10)21)~23)}。その原因については本質的に粒界が脆弱であるという説⁸⁾¹⁰⁾²¹⁾, 不純物偏析が原因であるという説²²⁾²³⁾があり, 現在までのところ不明である。また同じ組成の Fe-8Mn 合金でも, EDWARDS ら²³⁾, 山中ら⁹⁾は粒界破壊を呈すると報告しているのに対し, HWANG ら¹⁰⁾は粒界破壊をしないと報告しており Fe-Mn 系合金では, 実験条件の相違が異なつた結果を生じさせやすいものと推察される。しかし詳細はともかくとして, これら一連の研究は, 基本的に Fe-Mn 合金が as Q の状態で粒界破壊しやすいことを示している。

粒界破壊が生じるのは粒内の結合強度よりも粒界の結合強度が低い場合であるが, 粒界は格子欠陥の一種であるから, HWANG ら¹⁰⁾の考えのように本質的に粒界が粒内より弱いという可能性もある。しかし, 多くのフェライト系鋼においては粒界よりも粒内で破壊するケースが多く, 粒界破壊が生じるのは粒界の結合強度を低下させ

る何らかの原因が別にある場合である。この原因として as Q 材の場合考えられるのは(1)粒界へのひずみの集中, (2)不純物の粒界偏析などである。(1)に関しては, 焼割れ²⁴⁾のように変態にともなうひずみの蓄積が考えられる。とくに 10% 以上の Mn を含む Fe-Mn 合金の場合, Fe-Ni 合金と異なり hcp 構造の ϵ 相が準安定相として存在し, γ が α' に変態する際に $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ の経路による変態の生じることが報告されている²⁵⁾。この経路に沿って α' が形成されるとすると, 体積のかなりの収縮, 膨脹がくり返されるため, ひずみが粒界に蓄積されることが予想される¹⁷⁾。Mn 量が 10% 以下の場合には α' の形成過程で ϵ 相が関与することは無いが, $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態によるひずみが結晶粒界に蓄積することは考えられる。そこで 6M1 を用い 1200°C で 15 min 保持後水冷したものと, 1°C/min で 800°C まで徐冷してから水冷した試料の破壊様式を比較した。粒界破壊面率は, ひずみの蓄積がより大きいと考えられる 1200°C から水冷したものが ~10% で, 800°C のものの ~30% よりも低く, 6%Mn 鋼の as Q 材の粒界破壊の原因として (1) の可能性は低いことがわかる。また低い温度から水冷した方が粒界破壊しやすいことは, 粒界を脆化させる何らかの現象が徐冷中に生じていることを示すものである。

そこで(2)の不純物の粒界偏析の場合について次に検討した。粒界面上の化学分析にはオージェ電子分光分析が有効である。しかしこの方法では粒界破壊を生じさせなければならないが, 分析用試験片は小型 (3.3 mm ϕ) であるうえ, 装置内では -196°C まで冷却できないため粒界破壊しにくい。このため 800°C \times 1 h as Q の試料を装置内で破壊した場合, 粒界破壊面率が小さくなり分析が困難であった。そこで 1100°C で 20 min 加熱し結晶粒を粗大化したのち 800°C まで 1°C/min で徐冷し 1 h 保持してから水冷した試験片 (6M1) を分析に供した。これは 800°C \times 1 h 加熱の処理 (標準の Q 処理) とは直接的に対応しないが, γ 域での不純物の粒界偏析の様子を知ることは可能である。結果を Fig. 1(a) に示す。Fe の他 P, Mn, N, C のピークがみとめられる。また粒界面によつては S のピークもみとめられたが, これは粒界に存在する MnS によるものであることが SEM 観察などで確かめられた。Ar⁺ イオンを用いて粒界面のスパッタリングを 3 min 行うと, Fig. 1(b) に示したように C, Mn ではほとんど変化がなく, P, N ではピークがみとめられなくなる。これは, これら元素が粒界に偏析していることを示すものである。このように 6%Mn 鋼では γ 域で P などの不純物が偏析することに

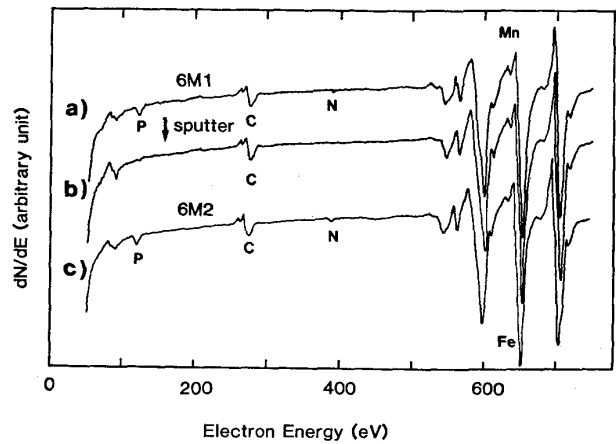


Fig. 1. Auger electron spectra obtained from (a) the fresh fracture surface and (b) the sputtered surface of 6M1 (Fe-6Mn-0.05C); and (c) the fresh fracture surface of 6M2 (Fe-6Mn-0.2Mo-0.05C).

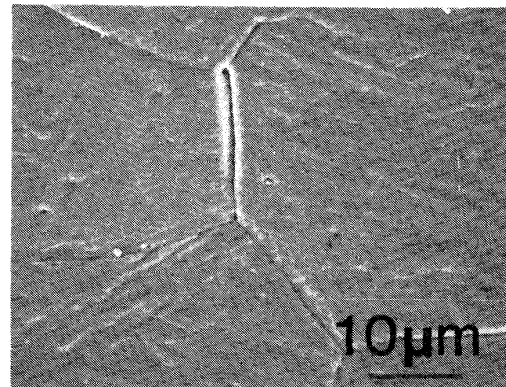


Photo. 3. Scanning electron micrograph of microstructure for Fe-6Mn-0.05C alloy (800°C \times 1 h /water quench) revealed by a special etchant which preferentially attacks P-enriched boundaries.

よつて粒界破壊感受性が高くなつていると考えられる。

P の偏析の検出に関しては粒界破壊しない場合にも有効な方法として, ドデシルベンゼンスルホン酸ソーダを界面活性剤として添加した飽和ピクリン酸で腐食する方法がある²⁶⁾²⁷⁾。この腐食液を用いると P の偏析した粒界が優先的に腐食され, P の偏析を検出できる。そこでオージェ分析が困難な 800°C \times 1 h as Q 材にこの方法を適用した。結果を Photo. 3 に示す。粒界に沿つて P の偏析を示す腐食溝が形成されており, 800°C 1 h 加熱でも P の粒界偏析が生じているのがわかる。

Mo 添加は焼もどし脆性の原因となる P の粒界偏析の抑制に効果のあることが知られている。しかし 6M1 と Mo を 0.2% 添加した 6M2 の as Q 材ではその DBTT, 粒界破壊面率に差はみとめられなかつた。また Fig. 1 (c) に示したようにオージェ分析で 6M2 に P の偏析が確かめられている。したがつて焼もどし脆性の

場合と異なり、Mo は γ 域での P の粒界偏析抑制効果はないと判断される。 γ 域で P などの不純物が粒界に偏析することは 6%Mn 鋼の低温靱性に悪影響を及ぼすと考えられるので、著者らはこの偏析の低減について検討を加え、加工熱処理が有効な方法であることを見出しているが²⁸⁾、詳細に関しては別に報告する。

3.3 QT 材の低温靱性

9%Ni 鋼などは焼入れ後焼もどしを行って用いられる。この焼もどしによつてマトリックスを回復させるとともに γ を導入させ靱性を向上させることが可能である。6%Mn 鋼においても同様の効果が期待できる。さらに 6%Mn 鋼のように焼入れ状態で P が粒界に偏析している場合には、600°C 以上の温度で焼もどすことによつてその偏析を低減できる可能性が考えられる。これは、焼もどし脆性を示す鋼を 600°C 以上に加熱すると不純物元素が粒界から粒内に拡散し脱脆化することが一般に知られているからである²⁹⁾。

3.3.1 焼もどし温度の影響

Fig. 2 に 6M1 の焼もどし温度によるシャルピー衝撃遷移曲線の変化を示す。550~700°C 各 1 h の焼もどし

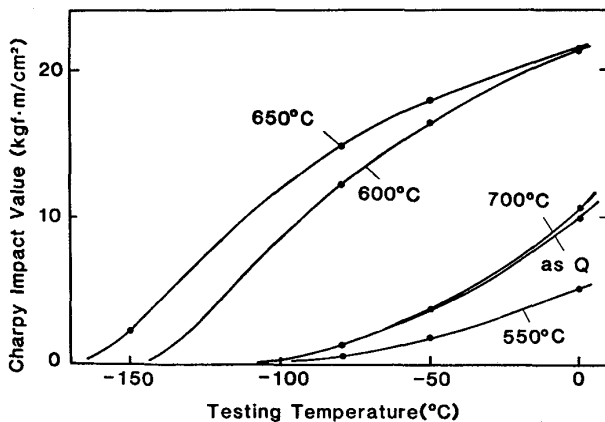


Fig. 2. Charpy impact energies of Fe-6Mn-0.05C alloy.

で as Q の場合より DBTT が低下するのは 600°C および 650°C 焼もどしの場合である。各焼もどし温度に対応した -196°C における脆性破面を Photo. 4 に示す。

550°C での焼もどしでは DBTT が as Q の場合よりも上昇してしまうが、Photo. 4 (a) に示すようにほぼ 100% 粒界破壊を呈していることから、これは焼もどし脆化によるものと考えられる。また、700°C 焼もどしの場合 as Q 材とほとんど DBTT が変わらない。Photo. 4 (d) に示すように破面は主として擬へき開を呈している。 γ_R 量を測定すると 700°C 焼もどし材では 0% であることから、焼もどし時に逆変態生成した γ が室温までの冷却中フレッシュ α' となり、へき開破壊しやすくなつたものと考えられる。

600°C および 650°C 焼もどし材ではそれぞれ 4%、10% の γ_R が検出される。この γ が組織中に導入された場合、その大きさ、分布、安定性などによつて靱性に及ぼす影響は異なるが、例えば 5.5%Ni 鋼の場合 γ の生成状態をうまく制御することによつて高靱性の得られることが明らかとなつている³¹⁾。6%Mn 鋼の場合にも 600、650°C 焼もどしによつて DBTT が大きく低下することから、 γ の導入が靱性向上に有効と考えられる。しかし -196°C では脆性破壊してしまう。破面観察によれば Photo. 4 (b) (c) に示したように松かさ状の破面が観察される。この種の破面は γ_R を含む 5.5%Ni 鋼³⁰⁾³²⁾ や 9%Ni 鋼³³⁾、11%Ni 鋼³³⁾ などでも観察されるが、著者らの検討³⁰⁾によれば、1日 γ 粒界に沿つて逆変態生成した γ とマトリックスの界面に P などの不純物が偏析するために生じる一種の粒界破面であることが明らかとなつている。6%Mn 鋼においても前述した界面活性剤を添加した腐食液を用いて腐食を行うと Photo. 5 に示したように、 γ とマトリックスの界面に沿つて P の偏析していることを示す腐食溝が形成され

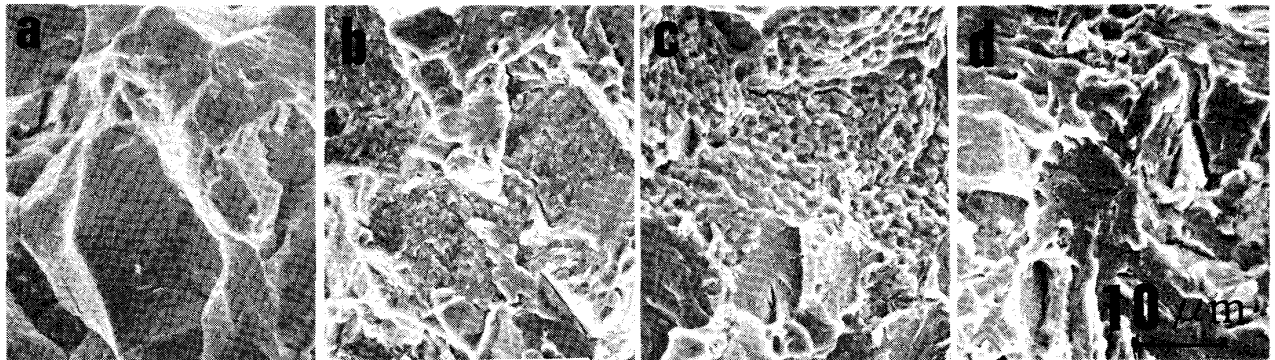


Photo. 4. Scanning electron fractographs for Fe-6Mn-0.05C alloys reheated at: a) 550°C; b) 600°C; c) 650°C; d) 700°C.

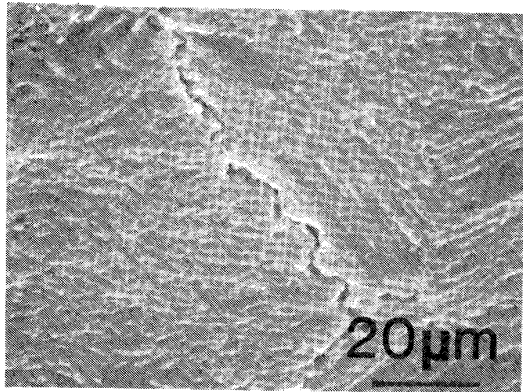


Photo. 5. Scanning electron micrograph of microstructure for Fe-6Mn-0.05C alloy (800°C×1h water quench/650°C×1h/water quench) revealed by the special reagent to preferentially attack P-containing boundaries.

る。従つて含 Ni 鋼の場合と同様、P の偏析が原因となつて粒界破面が生じていることがわかる。しかし、含 Ni 鋼の場合 P の偏析が生じるのは通常の焼もどし脆化温度域である 450~550°C の温度にさらされた場合であり、600°C 以上の温度に加熱すると偏析した P が粒内に拡散し脱脆化する。これに対し 6%Mn 鋼の場合、600°C より高い温度でも P の粒界偏析が生じていることが特徴的である。

3.3.2 Mo 添加の影響

Fig. 3 に 6M1 と 6M2 の -196°C におけるシャルピー衝撃値、硬度、 γ_R 量の変化と焼もどし温度との関係を示す。両鋼で硬度と γ_R 量に大きな差はみとめられないが、6M1 では衝撃値がほぼ 0 kgf·m/cm² であるのに対し、6M2 では 650°C 焼もどしで約 4 kgf·m/cm² の衝撃値を示す。破面観察によれば Mo 添加材では粒界破面率が低下しており、粒界破壊が抑えられたため衝撃値が向上したと考えられる。したがつて、Mo は γ 域での P の偏析に対して効果はないが (3.1 節)、焼もどし中の P の粒界偏析の抑制には効果があると考えられる。

3.4 2 相域処理の影響

5.5%Ni 鋼の場合、通常の Q 処理と T 処理の間に 2 相域の比較的高い温度で熱処理 (L 処理) を行うことによつて粒内の靱性ととも粒界の耐焼もどし脆性が向上し、松かさ状の粒界破面の生成が抑制される³⁰⁾。これは、この処理によつて γ の逆変態が促進され γ 量が増加することと逆変態が 2 段で生じるため γ とマトリックスの界面の凹凸が増すことによる。すなわち不純物の偏析サイトとなる界面の面積が増し、単位面積あたりの P の平均偏析量が減少することと、破壊の際のクラッ

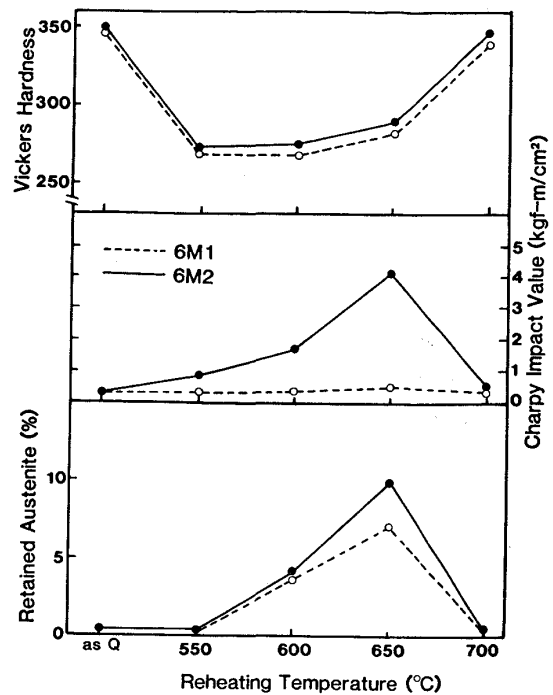


Fig. 3. Charpy impact energies (-196°C), hardness, and amount of retained austenite (-196°C) for the samples 6M1 and 6M2 as a function of reheating temperature.

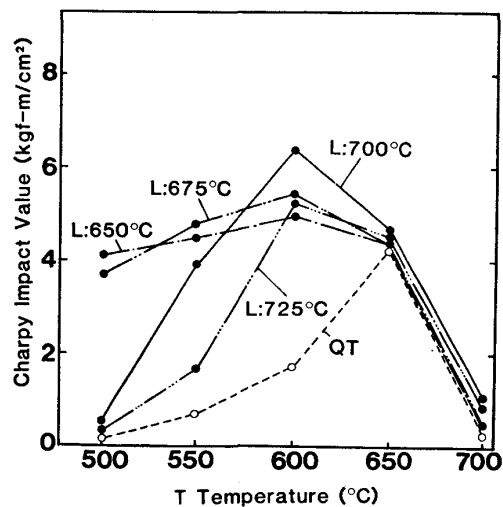


Fig. 4. Charpy impact energies of Fe-6Mn-0.2 Mo-0.05C alloy as a function of reheating temperature. Effect of L temperature is shown.

ク経路が複雑になることの相乗効果と考えられる³⁰⁾。6%Mn 鋼においても同様の効果が期待できるので L 処理の効果を調べてみた。結果を Fig. 4 に示す。破線で示した QT 処理材と比較すると、L 処理をほどこしたものは一様に吸収エネルギーが向上し、良好な衝撃値を示す焼もどし温度域も広がっている。破面観察によれば Photo. 6 に示すように QT 材と比較して粒界破面率が低下するうえ、延性破面の割合も高くなつている。よ

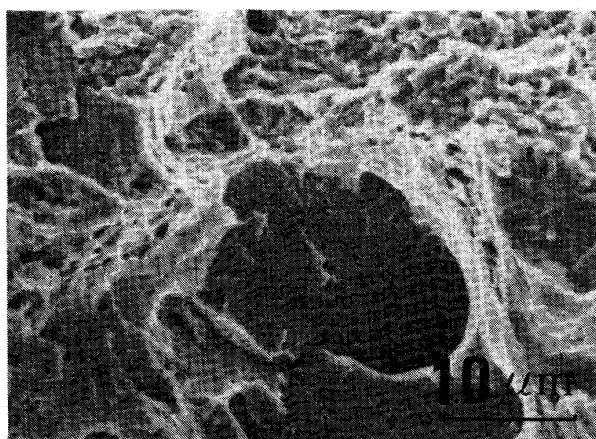


Photo. 6. Scanning electron fractograph for Fe-6Mn-0.2Mo-0.05C alloy in the QLT condition.

つて、Fe-Ni 系鋼でみとめられる L 処理の効果と同様の効果が 6%Mn 鋼でも得られると考えられる。

この結果 6M2 の QL (700°C) T (600°C) 材は -196°C で 7 kgf·m/cm² の衝撃値を示した。このとき 0.2% 耐力、引張強度、伸びはそれぞれ 100.2 kgf/mm²、117.3 kgf/mm²、28.0% で 5.5%Ni 鋼で得られている値³¹⁾と比べ強度が高く、衝撃値が低い。衝撃値をさらに向上させるためには QLT 処理を行ってもなお生じる粒界破壊を抑制する必要がある。したがって Q 処理および T 処理中に生じる P の粒界偏析をさらに抑えなければならない。著者らはその方法として加工熱処理および Mo の増量を考え、本系鋼の低温靱性がいつそう向上することを明らかにしたが詳細は別に報告する。

4. 結 論

Fe-Ni 系と Fe-Mn 系のフェライト鋼に関する従来の研究を参考にして設計した 0.05%C-6%Mn 系鋼において、組織と低温靱性の関係を調べ以下のような結論を得た。

(1) 本系鋼を 800°C で 1 h 加熱後焼入れるとラスマルテンサイト組織が得られる。この状態での DBTT は ~0°C で脆性破面には擬へき開の他粒界破面がみとめられる。

(2) オージェ分光分析の結果、 γ 域での加熱中に P などの不純物が粒界に偏析し、焼入れ状態で粒界破壊が生じると考えられる。

(3) 600, 650°C で焼もどすと γ が組織中に導入され靱性が向上する。しかしこの場合、旧 γ 粒界に生成した γ とマトリックスの界面に P などの不純物が偏析して生じる粒界破壊（「松かさ状」の破面を呈する）によつて脆性遷移する。このように高い焼もどし温度でも

P の粒界偏析がみとめられることは、低合金鋼や Fe-Ni 系鋼では見られない本系鋼の特徴であり、この粒界破壊の抑制が本系鋼の靱性向上の鍵となる。

(4) 0.2%Mo の添加、L 処理は 5.5%Ni 鋼の場合と同様この粒界破壊の抑制に有効である。

(5) 結局 0.05-6Mn-0.2Mo 鋼 (6M2) の QLT 材で良好な強度と低温靱性の得られることが明らかにされたが、靱性をさらに向上させるためには Q 処理および T 処理中に生じる P などの不純物元素の粒界偏析を抑制することが必要である。

最後に本研究の遂行に御協力いただいた金属材料技術研究所の高橋順次氏、河部義邦部長、中川龍一所長、新日本製鉄(株)第一技術研究所の山本満治氏、大坪孝至氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY: Fracture of Structural Materials (1966) [John Wiley & Sons, New York]
- 2) F. B. PICKERING and T. GLADMAN: Iron and Steel Inst. Spec. Rep. No. 81 (1963), p. 10
- 3) W. JOLLEY: JISI, 206 (1968), p. 170
- 4) M. J. ROBERTS: Metall. Trans., 1 (1970), p. 3287
- 5) A. HOLDEN, J. D. BOLTEN and E. R. PETTY: JISI, 209 (1971), p. 721
- 6) J. D. BOLTEN, E. R. PETTY and G. B. ALLEN: Metall. Trans., 2 (1971), p. 2915
- 7) R. G. ALIEV, I. V. PAISOV, L. I. PARENOV and G. A. SOROKIN: Steel in USSR, 3 (1973), p. 243
- 8) 山中和夫, 小若正倫: 日本金属学会誌, 43 (1979), p. 1151
- 9) A. R. TROIANO and F. T. MCGUIRE: Trans. ASM, 31 (1943), p. 340
- 10) S. K. HWANG and J. W. MORRIS, Jr.: Metall. Trans., 10A (1975), p. 545
- 11) S. JIN, J. W. MORRIS, Jr. and V. F. ZACKAY: Metall. Trans., 6A (1975), p. 141
- 12) M. NIHKURA and J. W. MORRIS, Jr.: Metall. Trans., 11A (1980), p. 1531
- 13) S. K. HWANG and J. W. MORRIS, Jr.: Metall. Trans., 11A (1980), p. 1197
- 14) 長嶋晋一, 大岡耕之, 関野昌蔵, 三村 宏, 藤島敏行, 矢野清之助, 桜井 浩: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 128
- 15) J. W. MORRIS, Jr. and E. N. C. DALDER: 神戸製鋼技報, 34 (1984) 3, p. 1
- 16) J. H. HOLLOMON: Trans. ASM, 38 (1947), p. 124
- 17) S. K. HWANG and J. W. MORRIS, Jr.: Advances in Cryogenic Engineering, 24 (1978), p. 137 [Plenum Press]
- 18) 村上雅人, 柴田浩司, 藤田利夫: 日本金属学会講演概要 (1982.10 月), p. 394
- 19) J. W. MORRIS, Jr., S. K. HWANG, K. A. YUSHCHENKO, V. I. BELOTZERKOVETZ and O.

- G. KVANSNEVSKII: *Advances in Cryogenic Engineering*, 26 (1980), p. 91 [Plenum Press]
- 20) R. L. MILLER: *Trans. ASM*, 57 (1964), p. 892
- 21) H. J. LEE and J. W. MORRIS, Jr.: *Metall. Trans.*, 14A (1983), p. 913
- 22) T. INOUE, K. YAMAMOTO and S. SEKIGUCHI: *Trans. ISIJ*, 14 (1974), p. 372
- 23) B. C. EDWARDS, M. NASIM and E. A. WILSON: *Scripta Metall.*, 12 (1978), p. 377
- 24) G. CLARK, R. O. RITCHIE and J. F. KNOTT: *Nature Phys. Sci.*, 239 (1972), p. 104
- 25) H. SCHUMANN: *Praktische Metallographie*, 12 (1975), p. 511
- 26) G. A. DREYER, D. C. AUSTEN and W. D. SMITH: *Metal Prog.*, 86 (1964), p. 116
- 27) 小倉次夫, 牧野彰宏, 増本 健: *日本金属学会誌*, 45 (1981), p. 1093
- 28) M. MURAKAMI, K. SHIBATA and T. FUJITA: *Proc. the International Cryogenic Materials Conference (1982)*, p. 356
- 29) E. P. HONDROS and M. P. SEAH: *International Metals Reviews*, 222 (1977), p. 262
- 30) M. MURAKAMI, K. SHIBATA, K. NAGAI and T. FUJITA: *Trans. ISIJ*, 23 (1983), p. 808
- 31) 矢野清之助, 桜井 浩, 三村 宏, 脇田信雄, 小沢 勉, 青木宏一: *鉄と鋼*, 59 (1973), p. 62
- 32) 今井嗣郎, 長井 寿, 柴田浩司, 藤田利夫: *鉄と鋼*, 65 (1979), S 318
- 33) 長井 寿: *東京大学博士論文 (1981)*