

Ti脱酸鋼の大入熱溶接相当再現HAZの低温靱性に及ぼすMnの影響

寺田 好男*・為広 博*²・千々岩 力雄*³

Effect of Mn Content on Simulated HAZ Toughness of Large Heat Input Welding in Ti-Oxide Bearing Steel

Yoshio TERADA, Hiroshi TAMEHIRO and Rikio CHIJIWA

Synopsis : The effect of Mn content on simulated heat affected zone toughness of large heat input welding in Ti-oxide bearing steel was examined. A simulated heat affected zone microstructure is classified into four regions: i) a microstructure mainly composed of fine-grained ferrite, ii) a mixed microstructure composed of coarse grain boundary ferrite, ferrite sideplate and intra-granular ferrite, iii) a microstructure mainly composed of intra-granular ferrite, and iv) a mixed microstructure composed of intra-granular ferrite and martensite-austenite constituent with varying Mn content and peak temperature. The best simulated heat affected zone toughness was shown when the microstructure was mainly composed of intra-granular ferrite in Mn content of 1.71%. The simulated HAZ toughness also had a good relationship with effective grain size for fracture defined as a maximum thickness of grain boundary ferrite and ferrite sideplate in the range of peak temperature from 1350 to 1450°C. The simulated heat affected zone toughness began to deteriorate due to the formation of martensite-austenite constituent even when the microstructure was mainly composed of intra-granular ferrite in Mn content of 1.95%.

Key words : Ti-oxide bearing steel; low alloy steel; large heat input welding; simulate thermal cycle; heat affected zone; intragranular ferrite; toughness.

1. 緒言

溶接鋼構造物やラインパイプなどに使用される鋼材には、低温において良好な溶接熱影響部（以下、heat affected zone: HAZ）の靱性が要求される。Ti脱酸鋼¹⁻³⁾は、溶融線（以下、fusion line: FL）近傍のオーステナイト（以下、 γ ）粒が粗大化した領域において、 γ 粒内から粒内フェライト（以下、intragranular ferrite: IGF）が生成することによってHAZ靱性が向上し、小中入熱の多層溶接における溶接継ぎ手部のCTOD特性、および大入熱溶接における溶接継ぎ手部のシャルピー衝撃特性が向上する。

近年、溶接施工能率向上の観点から、溶接入熱7kJ/mmを超える大入熱溶接の適用が進みつつある。大入熱溶接では溶接後の冷却速度が小さくなるため、高温に保持される時間が長くなることからHAZの γ 粒が粗大化し、高温にさらされる範囲が広がるために、粗大化する領域が広くなり、HAZの組織が大きく変化する。したがって、大入熱溶接継ぎ手部においては、HAZの低温靱性を向上させるためにHAZ全域にわたって組織の制御が必要となる。Ti脱酸鋼に関しては、IGF生成機構に関する報告³⁻⁵⁾やHAZの破壊靱性に及ぼす組織の役割についての報告^{6,7)}などがある。一方、IGFが生成しない従来の鋼、例えばAl

キルドのTiN鋼では、大入熱溶接HAZの金属組織と低温靱性の関係について報告^{8,9)}があるが、HAZで最も脆化する領域がFL近傍であることから、Ti脱酸鋼のHAZ組織や低温靱性を評価する際、FL近傍を対象として検討した例が多い。HAZの組織や低温靱性に及ぼすMnの影響に関しては、小中入熱の多層溶接におけるTi脱酸鋼のHAZ靱性に関する検討¹⁰⁾や従来のAlキルド鋼において引張強さが780MPa以上の多層溶接HAZの靱性に関する報告¹¹⁾がある。しかしながら、大入熱溶接を想定したTi脱酸鋼のHAZ全域における金属組織と低温靱性との関係を検討した例は少なく、不明な点が多い。

本論文は大入熱溶接HAZの靱性に及ぼすMn量の影響を明らかにすることにより、大入熱溶接にTi脱酸鋼を適用する場合の適正な金属組織の条件を見出すことを目的として行われたものである。

2. 実験方法

供試鋼はTable 1にその化学成分を示す真空溶解鋼である。強脱酸元素であるAlを添加しないTi脱酸鋼において、Mn量をそれぞれ0.76%から1.95%に変化させた。Si, Mnを添加して溶存酸素量が80~100ppmであることを確認し

平成16年4月8日受付 平成16年7月1日受理 (Received on Apr. 8, 2004; Accepted on July 1, 2004)

* 新日本製鐵(株) 君津技術研究部 (Kimitsu R&D Laboratories, Nippon Steel Corp., 1-Kimitsu Kimitsu 299-1141)

* 2 千葉工業大学 (Chiba Institute of Technology)

* 3 日鉄テクノリサーチ(株) (Nippon Steel Technoresearch Corp.)

Table 1. Chemical compositions of tested steels.

Steel	(mass%)								
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	N	O
M1	0.07	0.20	0.76	0.001	0.003	0.011	0.001	0.0025	0.0038
M2	0.07	0.19	0.99	0.001	0.003	0.009	0.001	0.0028	0.0035
M3	0.07	0.20	1.22	0.001	0.003	0.011	0.001	0.0022	0.0035
M4	0.07	0.18	1.45	0.001	0.003	0.010	0.001	0.0023	0.0033
M5	0.07	0.20	1.71	0.001	0.003	0.009	0.001	0.0027	0.0034
M6	0.07	0.20	1.95	0.001	0.003	0.010	0.001	0.0025	0.0030

Table 2. Chemical compositions of oxides analyzed by EPMA.

No.	(mass%)							
	Ti	Mn	Si	Al	Ca	Mg	S	O
M1	44.0	6.7	1.69	8.00	0.37	0.09	0.07	39.1
M2	43.9	11.4	1.43	4.45	0.51	0.30	0.30	37.7
M3	47.0	15.6	0.07	1.58	0.03	0.14	0.97	34.6
M4	44.6	18.0	0.16	1.57	0.04	0.09	0.76	34.8
M5	45.2	16.5	0.17	1.69	0.13	0.21	1.64	34.4
M6	34.2	19.2	0.03	7.67	0.01	0.00	1.70	37.2

た後、Ti を添加して 150 kg 鋼塊を作製した。Ti 脱酸鋼においては、添加された Ti の一部は酸素と結合して Ti 酸化物を、残りの Ti は窒素と結合して TiN を形成することが、今までの研究で明らかになっている。鋼塊は加熱炉にて 1000°C で 1 h 再加熱後、制御圧延により幅 100 mm、厚さ 30 mm の鋼板に熱間圧延された。鋼板の 1/4 厚の 4 mm² の視野における酸化物の個数を光学顕微鏡で 1000 倍の倍率で測定し、大きさが 0.3~5 μm の Ti 酸化物が 33~40 個/mm² 存在していること確認した。1000 倍の倍率の光学顕微鏡観察では、0.3 μm 以下の酸化物の同定は難しく、酸化物の測定下限は 0.3 μm であると推定される¹²⁾。Table 2 に各鋼の酸化物の組成を示す。酸化物の組成は EPMA によって分析した。酸化物は主として Ti と Mn から構成されているが、Mn 量が 0.76% から 1.95% に増加するのに伴い、酸化物中の Mn 量は 7% から 20%、S 量は 0.1% から 2.8% に増加し、Ti 量は 44% から 35%、Si 量は 7% から 0.03% に減少している。鋼板の 1/4 厚を厚さ方向の中心として 12 mmT×60 mmW×80 mmL の試験片を採取して、高周波誘導加熱式熱サイクル試験機による溶接再現熱サイクルを付与した。最高加熱温度（以下、peak temperature: PT）は 1450°C、1400°C および 1350°C の 3 水準とし、HAZ の広い範囲に相当する領域を再現した。1450°C は溶接部における FL 近傍の熱履歴を、また、1400°C および 1350°C は順次 FL から離れた所の HAZ の再現を目的としたものである。PT までの加熱時間は 30 s である。試験片は PT まで加熱された後、直ちに 800 から 500°C までの冷却時間（以下、 $\Delta t/8$ ）が 192 s になるように N₂ ガスで冷却された。この冷却条件はサブマージーク溶接（以下、submerged-arc welding: SAW）を想定したもので、溶接入熱量 8 kJ/mm の大入熱溶接に相当する。

溶接熱サイクルを付与した試料からシャルピー衝撃試験片を採取して試験に供した。金属組織の観察は試料を研磨した後、3% ナイタル液で腐食して、光学顕微鏡によ

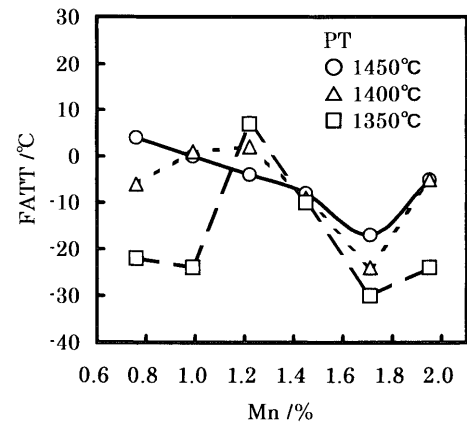


Fig. 1. Effect of Mn content on simulated HAZ toughness.

て行った。各金属組織の面積率は画像処理により求めた。martensite-austenite constituent（以下、M-A）の面積率は LePera 液¹³⁾ を用いて M-A を現出させた後、画像処理により求めた。硬さはビッカース硬度計を用いて荷重 10 kg の条件にて厚み方向に 1 mm 間隔で 11 点測定し、その平均値を採用した。

3. 実験結果

再現 HAZ の靱性に及ぼす Mn 量の影響を Fig. 1 に示す。再現 HAZ の靱性はシャルピー衝撃試験の破面遷移温度（以下、fracture appearance transition temperature: FATT）にて評価した。PT が 1450°C の時、Mn 量の増加に伴い再現 HAZ の靱性はゆるやかに向上し、Mn 量が 1.71% の時に最も良好な靱性を示した後、1.95% では再び劣化する。PT が 1400°C では、Mn 量が 0.76% から 1.22% までは再現 HAZ の靱性はやや劣化するものの、その後再現 HAZ の靱性は向上に転じ、1.71% で最も良好な値を示し、さらに、Mn 量が 1.95% になると再び再現 HAZ の靱性は劣化する。PT が 1350°C においては、Mn 量が 0.76、0.99% の時、再現 HAZ の靱性は比較的良好的な値を示すが、1.22% になると急激に劣化し、その後、Mn 量の増加に伴い急速に向上し、1.71% の時に最も良好な値を示した後、1.95% で再び劣化する。いずれの PT においても最も高い靱性値は Mn=1.71% の時に得られている。

PT と旧 γ 粒径の関係を Fig. 2 に示す。旧 γ 粒径は、PT 1450°C で平均 410 μm、PT 1400°C で平均 250 μm、PT 1350°C で平均 150 μm であった。PT の上昇に伴い TiN が粗大化し、かつ一部は溶解したために γ 粒が粗大化したものと考えられる。

Mn 量が 0.99 および 1.71% の時の各 PT における金属組織写真を Fig. 3 に示す。PT 1450、1400 および 1350°C における再現 HAZ の組織に及ぼす Mn 量の影響を Fig. 4、Fig. 5 および Fig. 6 に示す。現在、HAZ の組織の分類や呼称についての統一が進められているが、ここでは再現 HAZ の

組織を IGF, γ 粒界フェライト (以下, grain boundary allotriomorph ferrite: GBF), フェライトサイドプレート (以下, ferrite sideplate: FSP), 上部ベイナイト (以下, upper bainite: Bu) および M-A に分類した。Fig. 3 の光学顕微鏡組織写真に IGF, GBF, FSP の例を示す。また, IGF, GBF, FSP および M-A 以外の組織を便宜上 Bu とした。なお, Mn 量 0.71% および 0.99% の場合, PT 1350°C の組織から旧 γ 粒を判別するのが難しいため, アロトリオモルフフェライトを GBF とした。

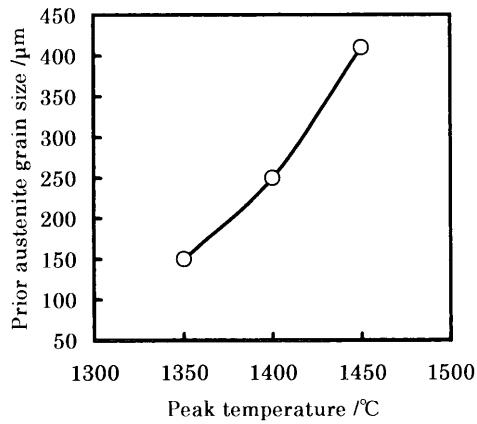


Fig. 2. Relationship between prior austenite grain size and peak temperature in simulated thermal cycle test.

PT 1450°C においては, Mn 量の増加とともに GBF および FSP が減少し, IGF が増加している。Mn 量が 1.71% までは, M-A の生成量は 0.05% 以下と極めて少ないが, Mn 量が 1.95% になると 4.5% まで増加する。Mn 量が 1.95% の時, M-A は主として IGF のラス状のフェライト間に生成していた。PT 1400°C では Mn 量が 0.76~0.99% においては, 金属組織は主として GBF と FSP で構成され, IGF の生成量は極めて少ない。しかし, Mn 量の増加に伴い GBF と FSP とは減少し, IGF が増加する。PT 1450°C の時

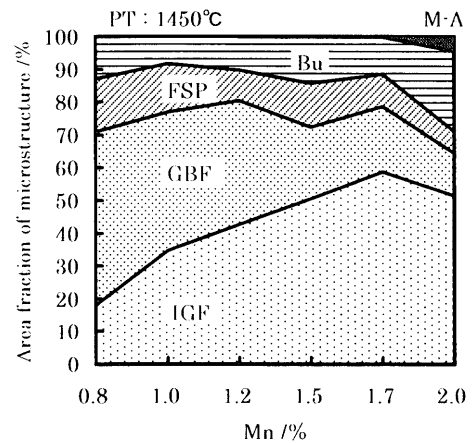


Fig. 4. Effect of Mn content on simulated HAZ microstructure. (PT: 1450°C)

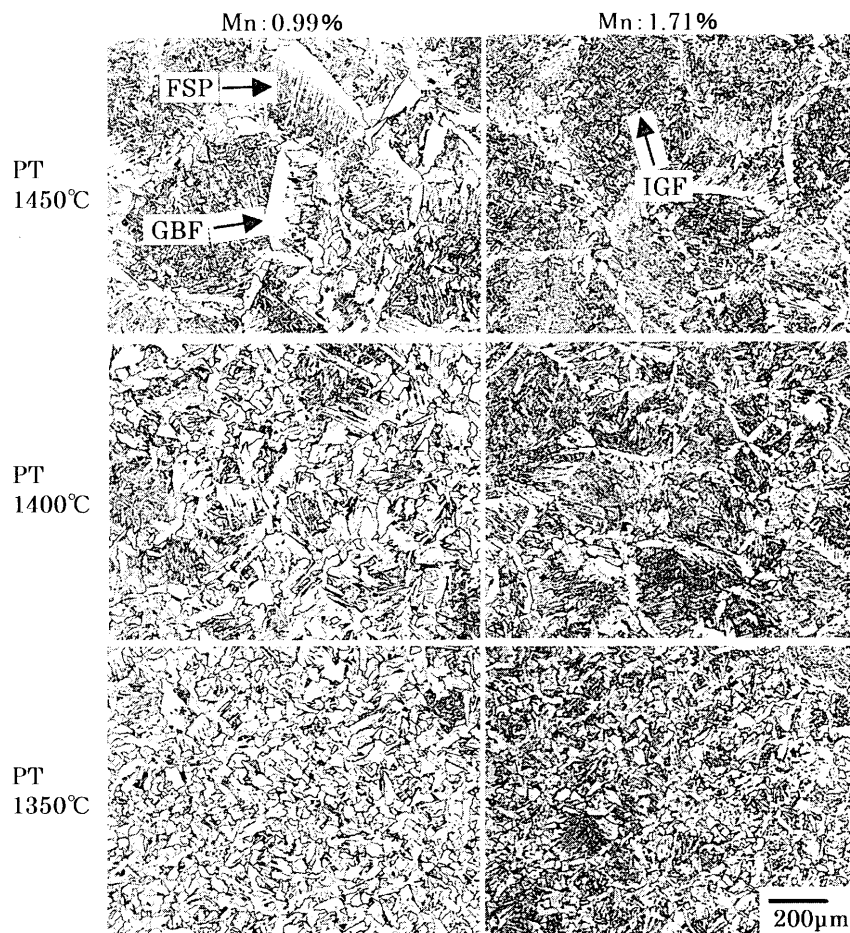


Fig. 3. Effect of Mn content on microstructure in simulated HAZ.

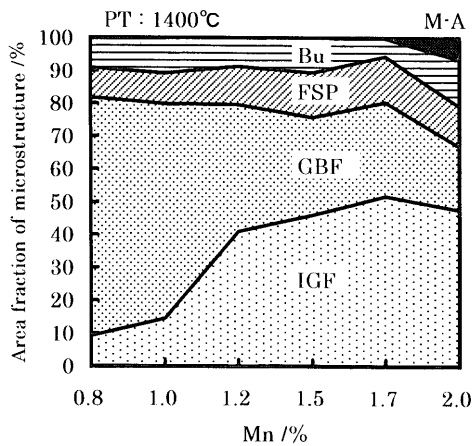


Fig. 5. Effect of Mn content on simulated HAZ microstructure. (PT: 1400°C)

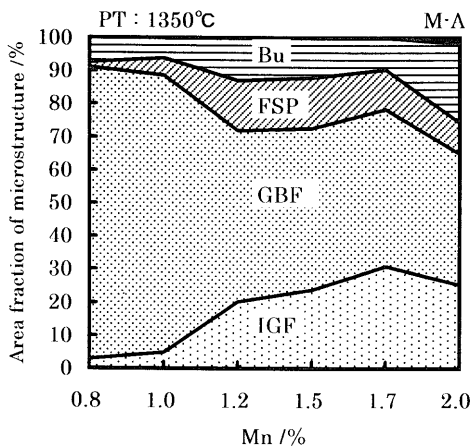


Fig. 6. Effect of Mn content on simulated HAZ microstructure. (PT: 1350°C)

と同様にM-Aの生成量はMn量が1.95%になると増加する。PT 1350°Cの時、Mn量が0.76~0.99%における金属組織は細粒のフェライトを主体とする組織である。Mn量が1.22%になると粗大なGBFとIGFを主体とする組織へと変化する。さらにMn量が増加するとGBFとFSPは減少し、IGFが増加する。Mn量が1.71%では、微細なGBFが多く生成している。Mn量が1.95%を越えると、M-Aの生成が見られるようになる。いずれのPTにおいてもMn量の増加に伴いGBFの生成量が減少し、IGFの生成量が増加している。Mn量が1.22%の時のPT 1450°Cおよび1350°Cの金属組織写真をFig. 7に示す。Mn量が1.22%の時、いずれのPTにおいても低い韌性を示した。PT 1450°Cおよび1350°Cの時の金属組織は、いずれもIGFが生成しているが、粗大なGBFの生成が認められる。Ti脱酸鋼の溶接 CCT 図^{1,2)}によれば、IGFは0.3°C/sから50°C/sの広い冷却速度の範囲で生成し、IGFの変態温度はGBFおよびFSPの変態温度よりも低いことが示されている。したがって、Ti脱酸鋼においては、Mn量が減少すると、 γ/α 変態温度が上昇し、 γ 粒界からGBFおよびFSPが生成・成長し、 γ 粒内を覆うために、 γ 粒内から変態するIGFの生成量は減少する

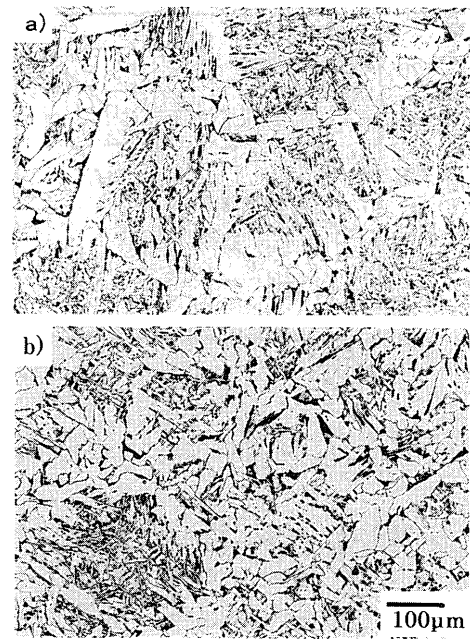


Fig. 7. Simulated HAZ microstructure of 1.22% Mn (M3) steel: a) PT: 1450°C and b) PT: 1350°C.

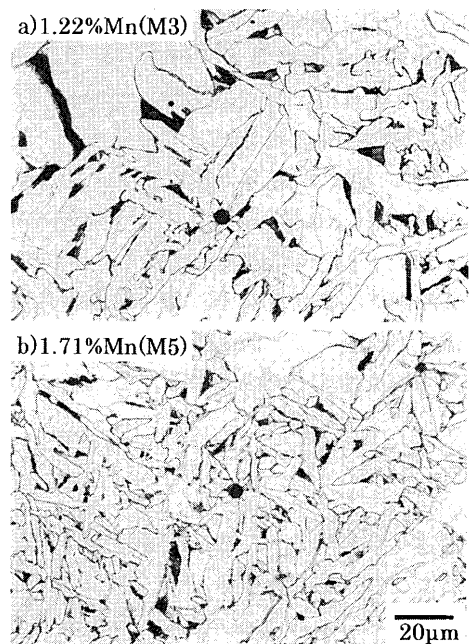


Fig. 8. Comparison of IGF nucleated from oxide particle between 1.22% Mn (M3) and 1.71% Mn (M5) steel at PT 1450°C.

と考えられる。大入熱溶接の場合、小中入熱溶接に比較して溶接後の冷却速度が遅くなるので、 γ 粒界からのGBFおよびFSPの生成・成長が顕著になると考えられる。また、PT 1450°Cでは、Mn量が1.22%および1.71%の時、IGFが主体の組織となるが、この時の酸化物近傍の金属組織写真をFig. 8に示す。Mn量が1.22%および1.71%の鋼に存在する酸化物からいずれも明瞭なIGFの生成が認められる。Mn量の少ない方がIGFのフェライトの幅はやや広がっているが、近接するGBFと比較するとそのサイズは小さ

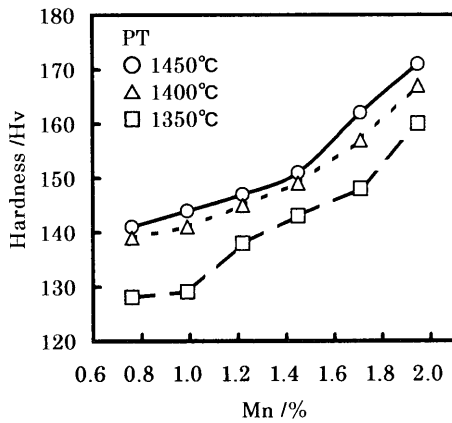


Fig. 9. Effect of Mn content on simulated HAZ hardness.

い。これらの酸化物の組成は Table 2 の M3, M5 に示すように、Ti および Mn を主体とする酸化物であり、Mn 量が 1.22% から 1.71% に増加するのに伴い、酸化物中の Ti 量はやや減少し、Mn 量、S 量はやや増加する傾向にある。Ti 酸化物を核とする IGF の生成は、酸化物自身の Mn 吸収や酸化物上の MnS 析出による Mn 希薄域の形成によるものと考えられている¹⁴⁾。Mn 量の変化によって酸化物の組成が変化し、IGF の生成能が変化することが予想されたが、Fig. 8 で示したように、今回の実験では Mn 量の変化に伴う IGF の生成能の変化は小さいと考えられる。さらに、再現 HAZ の硬さに及ぼす Mn 量の影響を Fig. 9 に示す。いずれの PT においても Mn 量の増加に伴い再現 HAZ の硬さは増加する。また、同一の Mn 量で比較すると、PT が高いほど再現 HAZ の硬さは高くなる。旧 γ 粒径が大きいほど、 γ - α 変態温度が低下して、低温変態生成物が多くなるため、硬さが高くなったものと考えられる。

4. 考察

第 3 章で述べた再現 HAZ 熱処理時の金属組織変化に及ぼす PT および Mn 量の影響は、Mn 量が 0.76~1.95% の範囲において以下ようになる。すなわち、PT 1450°C においては、粒径が 410 μm の γ 粒から変態した組織であり、Mn 量が 0.76~0.99% の時は粗大な GBF と IGF が主体で少量の FSP, Bu を含む組織、Mn 量が 1.22~1.71% の時は IGF が主体で少量の GBF, FSP および Bu を含む組織、Mn 量が 1.95% の時は IGF が主体で少量の GBF, FSP, Bu および M-A を含む組織となる。PT 1400°C においては、粒径が 250 μm の γ 粒から変態した組織であり、Mn 量が 0.76~0.99% の時は粗大な GBF と IGF が主体で少量の FSP, Bu を含む組織、Mn 量が 1.22~1.71% の時は IGF が主体で少量の GBF, FSP および Bu を含む組織、Mn 量が 1.95% の時は IGF が主体で少量の GBF, FSP, Bu および M-A を含む組織となる。PT 1350°C では、粒径が 150 μm の γ 粒から変態した組織であり、Mn 量が 0.76~0.99% の時は細粒フェライト主体の組

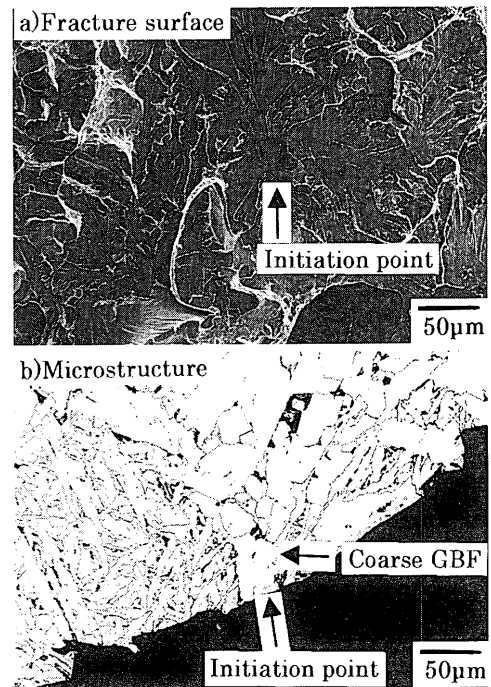


Fig. 10. Coarse GBF observed at cleavage fracture initiation point of 1.45% Mn steel (M4) at PT1450°C: (a) fracture surface at initiation point and (b) microstructure at initiation point.

織、Mn 量が 1.22~1.45% の時は粗大な GBF と FSP とが主体で少量の IGF を含む組織、Mn 量が 1.71% の時は GBF が主体で IGF および少量の FSP, Bu を含む組織、Mn 量が 1.95% の時は GBF が主体で IGF および少量の FSP, Bu および M-A を含む組織となる。Ti 脱酸鋼においては、IGF の生成量が多く、残部が少量の GBF, FSP および Bu を含む組織から構成される場合、あるいは GBF の生成量がたとえ多くても粗大化せず、IGF の生成が認められる場合に良好な HAZ 靱性が得られると考えられる。また粗大な GBF と FSP の生成量が多く、残部が少量の IGF を含む組織、あるいは IGF の生成量が多いが M-A の生成量も多くなると、HAZ 靱性は劣化すると推定され、以下、これらについて考察を加える。

Ti 脱酸鋼の大入熱溶接相当再現 HAZ の靱性支配因子を明らかにするためにシャルピー衝撃試験片の破面の破壊発生点を SEM によって観察した。さらに、破断した試験片のノッチのある側の面から破壊発生点まで試験片を研磨した後、3% ナイタル液で腐食して、破壊発生点の金属組織を観察した。また脆性破壊発生点の破面単位と金属組織および FATT との関係を調査した。Mn 量が 1.45% で PT 1450°C のシャルピー衝撃試験片の破面の SEM 写真を Fig. 10(a) に示す。脆性破壊の発生点まで研磨した面を 3% ナイタル液で腐食した脆性破壊の発生点の金属組織写真を Fig. 10(b) に示す。これらの写真から脆性破壊の発生点は粗大な GBF であることがわかる。Mn 量が 0.76~1.71% の場合、いずれの PT においても M-A の生成量は 0.2% 以

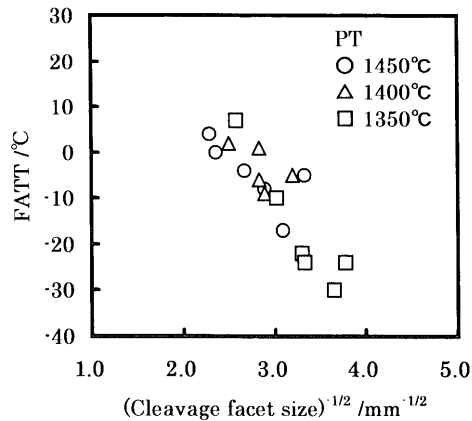


Fig. 11. Relationship between cleavage facet size and FATT in simulated HAZ.

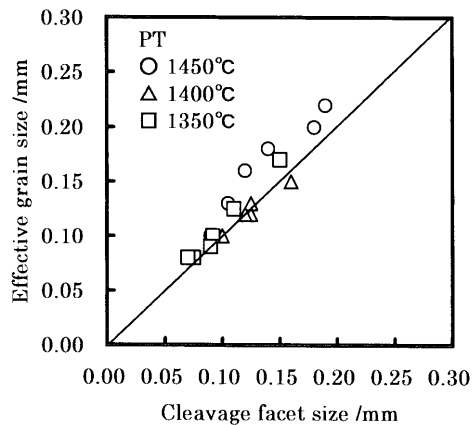


Fig. 12. Relationship between cleavage facet size and effective grain size for fracture.

下であったので、0.76~1.71%のMn量においては、低温韌性に及ぼすM-Aの影響を無視してHAZの韌性支配因子について考える。シャルピー試験片の破面の脆性破壊発生点をSEMにより観察し、破面単位 (cleavage facet size) を求めた。破面単位と再現HAZの韌性との関係をFig.11に示す。破面単位の平方根の逆数とFATTとの間には良い直線関係があり、PTおよび組織によらず、再現HAZの韌性は破面単位の平方根の逆数に比例している。そこで、細粒フェライト主体の組織における有効結晶粒径 (effective grain size for fracture) をGBF粒の最大値と定義した。粗大なGBFとFSPとが主体で少量のIGFを含む組織、およびIGFが主体で少量のGBF、FSPおよびBuを含む組織における有効結晶粒径は、シャルピー試験片の脆性破壊発生点の組織観察結果をもとに、GBFとFSPの最大厚みと定義した²⁾。破面単位と有効結晶粒径との間には、Fig.12が示すように、良い対応関係がある。これらの結果から、Mn量の増加に伴い細粒フェライト主体の組織からIGF組織へ変化し、M-Aがほとんど生成しない場合、GBF粒径の最大値、およびGBFとFSPの最大厚みはTi脱酸鋼の大入熱溶接HAZ韌性を支配する重要な因子であると考えられる。

Mn量が1.95%の時、いずれのPTにおいてもM-Aが生

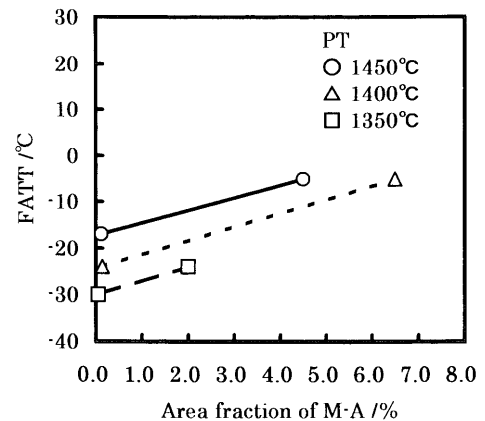


Fig. 13. Effect of area fraction of M-A on FATT in simulated HAZ.

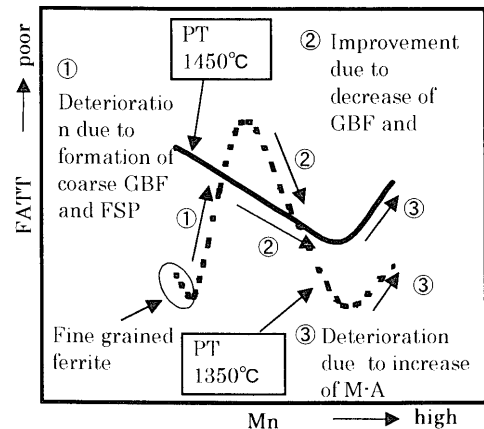


Fig. 14. Schematic illustration of change in simulated HAZ toughness with increasing Mn content.

成して韌性が劣化する。1.71%および1.95%のMn量におけるM-A分率とFATTの関係をFig.13に示す。いずれのPTにおいてもM-Aの増加量に伴うFATTの劣化の度合いはほぼ同じであり、M-A分率が1%増加するとFATTは2.7°C劣化する。HAZ韌性においてM-Aの存在は重要な支配因子の一つである^{15,16)}。C量を変化させた鋼板の溶接継ぎ手部のシャルピー衝撃試験を行い、破面単位とM-A分率からFATTを求める実験式が報告されている¹⁶⁾。その実験式におけるM-A分率の係数は3.4であり、今回のM-Aの増加によるFATTの劣化代とほぼ同等と考えられる。一方、Mn量1.71%および1.95%の時、この実験式を用いてPT 1450°CのFATTを求めると、それぞれ-8.7°C、4.4°Cとなり、今回の結果と比較して約10°C劣化する。この理由として、その実験式¹⁶⁾が溶接金属も含むものであることや、Ti脱酸鋼においてはIGFの存在によって脆性破壊の進展抵抗が増加している可能性が考えられる。

Mn量が0.76から1.95%の範囲において、Mn量の変化に伴う大入熱溶接再現HAZの低温韌性の変化を模式的にFig.14に示す。PT 1350°Cでは、Mn量が少ない場合、フェライト主体組織となり、良好なHAZ韌性を示す。さらにMn量が増加すると粗大なGBFとIGFを主体とする組織に

大きく変化し、HAZ韌性は最も劣化する。そして、さらにMn量が増加すると、焼入れ性が上昇し、 γ 粒界からのGBFおよびFSPの生成・成長が抑制され、IGFが増加するためにHAZ韌性が向上する。ただしMn量が多くなり過ぎるとGBFだけでなくIGFの生成も抑制され、BuおよびM-Aが増加してHAZ韌性が劣化する。一方、PTが1450°Cの場合、 γ 粒が約400 μm と大きいために、Mn量が0.76%の時、粗大なGBF、FSPを主体とする組織となり最も低温韌性が劣化する。Mn量の増加により、焼入れ性が上昇し、GBFおよびFSPの生成・成長が抑制され、IGFが増加して、HAZ韌性は向上する。今回の検討ではMn量が1.71%の時、いずれのPTにおいてもIGFの生成量が多くなり再現HAZ韌性は良好な値となった。Ti脱酸鋼の大入熱溶接のHAZ全域にわたり韌性を向上させるためには、IGFよりも高い温度で変態するGBFおよびFSPの生成を抑制すること、およびM-Aの生成を抑制することが重要であり、適正なMn量が存在することがわかった。なお、IGFが生成しない従来鋼において、Mn量を増加してGBFの生成を抑制した場合、 γ 粒内に粗大なBuが生成するため韌性は劣化すると考えられる。したがってTi脱酸鋼は、IGFが生成しない従来鋼よりも最も良好な低温韌性を示すMn量は高いと予想され、従来鋼よりもHAZ韌性を損なうことなく高強度化が可能であると考えられる。

5. 結論

Ti脱酸鋼の大入熱溶接相当再現HAZの韌性におよぼすMn量の影響について検討した結果、以下の知見が得られた。

(1) Mn量が0.76~1.95%の範囲において、大入熱溶接相当再現HAZの金属組織は、①細粒フェライト主体の組織、②粗大なGBFとIGF、FSPを含む組織、③IGFが主体で少量のGBF、FSPおよびBuを含む組織、および④IGFが主体で少量のGBF、FSP、BuおよびM-Aを含む組織、に分類することができる。

(2) 粗大なGBFとIGF、FSPを含む組織は、Mn量の増加により粗大なGBFが減少し、IGFが増加するために低温韌性が向上し、Mn量が1.71%の時、最も良好なHAZ韌性を示す。Mn量がさらに増加するとM-Aが生成してHAZ韌性が劣化する。

(3) M-Aが少ない場合、GBF粒径の最大値、およびGBF、FSPの最大厚みで定義した有効結晶粒径がTi脱酸鋼の大入熱溶接再現HAZ韌性の支配因子となる。一方、IGFの生成するTi脱酸鋼においてもM-Aの増加に伴いHAZ韌性は劣化し、M-A分率が1%増加するとFATTは2.7°C劣化する。

文 献

- 1) R.Chijiwa, H.Tamehiro, M.Hirai, H.Matsuda and H.Mimura: Proc. of 7th Int. Conf. on OMAE, Houston, (1988), 165.
- 2) K.Yamamoto, S.Matsuda, T.Haze, R.Chijiwa and H.Mimura: Residual and Unspecified Elements in Steels, ASTM STP 1042, ed. by A.S.Melilli and E.G.Nisbett, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1989), 266.
- 3) K.Yamamoto, T.Hasegawa and J.Takamura: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 41.
- 4) R.Uemori, S.Aihara, H.Mabuchi, N.Maruyama and Y.Terada: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 1498.
- 5) G.Shigesato, M.Sugiyama, R.Uemori and Y.Terada: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 534.
- 6) K.Yokoyama, H.Ishikawa and M.Nagumo: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 803.
- 7) K.Yokoyama, H.Ishikawa and M.Nagumo: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 740.
- 8) Y.Kanetsuki and M.Katsumata: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 109.
- 9) Y.Kanetsuki, E.Ikeda and M.Katsumata: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 131.
- 10) 山本廣一: 東北大学学位論文, (1995).
- 11) T.Hasegawa, T.Haze, S.Aihara and K.Okamoto: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 481.
- 12) H.Goto, K.Miyazawa, K.Yamaguchi, S.Ogibayashi and K.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 1082.
- 13) F.S.LePera, *J. Met.*, March (1980), 38.
- 14) G.Shigesato, M.Sugiyama, S.Aihara, R.Uemori and Y.Tomita: *Tetsu-to-Hagané*, **87** (2001), 93.
- 15) Y.Ohtani, S.Watanabe, Y.Kawaguchi and Y.Yamaguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **64** (1978), 2205.
- 16) Y.Komizo and Y.Fukada: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **6** (1988), 41.