

高張力鋼溶接熱影響部に生じる島状マルテンサイトと強度・靱性に及ぼす影響

田川 哲哉*・宮田 隆司*・栗飯原 周二*²・岡本 健太郎*²

Influence of Martensitic Islands on Fracture Toughness and Strength of Weld Heat-affected Zone

Tetsuya TAGAWA, Takashi MIYATA, Syuuji AIHARA and Kentarou OKAMOTO

Synopsis : Formation of martensitic islands is one of the most significant causes of deterioration in toughness of multi-pass weld heat-affected zone of high tensile strength steels. This paper presents the influence of the size and the volume of the martensitic islands on the primary mechanical properties and the cleavage fracture toughness of steels simulated to intercritically reheated grain coarsened HAZ of multi-pass weld. Various thermal cycles simulated to HAZ were applied to five kinds of laboratory melted steels produced by hot rolling, direct quenching and tempering process to reproduce of different states of the martensitic islands. The states of the martensitic islands represented by the average and the maximum size, the volume fraction and the aspect ratio were investigated in correlation with the thermal cycles. The yield and tensile strength increased with the increase of the volume fraction of the martensitic islands. However, the toughness was so sensitive to the formation of the martensitic islands that small amount of the martensitic islands significantly decreased the toughness.

Key words : martensitic island ; heat-affected zone ; thermal cycle ; cleavage fracture ; fracture toughness ; mechanical properties.

1. 緒言

大入熱溶接による高張力鋼溶接熱影響部(Heat-affected Zone; 以下HAZとする)の脆化の原因として、オーステナイト(γ)粒の粗大化, 上部ベイナイトの形成等が考えられているが, 最近の研究では島状マルテンサイト(以下 M^* とする)の生成が脆化に大きな影響を与えていることが指摘されている^{1)~3)}。特に多層盛溶接熱影響部の靱性試験において時として極端に低い靱性値を示す場合があり, これは A_{c1} と A_{c3} 変態温度の中間に再加熱された粗粒域(Intercritically Reheated Grain Coarsened HAZ: ICGHAZ)の脆化(局所脆化領域, Local Brittle Zone)が原因とされている^{4)~6)}。多くの場合ICGHAZには微細 M^* が生成されており, その M^* がき裂発生核となることが示されている⁷⁾⁸⁾。一般にへき開破壊は微視き裂の生成, その母相への伝播, 巨視的伝播といった過程をとり, その律速過程は材料, 温度に依存すると考えられる。また, へき開破壊はその現象自体が確率的事象であるため, 靱性に及ぼす冶金的因子の影響は単純ではなく, M^* の靱性に及ぼす影響は破壊の微視的機構を含めて, 必ずしも明らかではない。

本研究では, M^* の破壊靱性に及ぼす影響を破壊靱性を構成する主要な因子, すなわち降伏応力とへき開破壊応力に

対する影響を通して微視力学的に検討することにより, 破壊の微視機構を明らかにすることを目的とする。本報ではまず化学成分, 溶接再現熱サイクルを変化させた実験室溶解鋼の M^* 生成状態を詳細に調べるとともに, M^* の体積率, 平均寸法, 最大寸法などと強度, 靱性との関連について検討した。

2. 供試材

供試材は引張強さが500~600MPa級の高張力鋼に相当する5種類の実験室真空溶解鋼で, その化学成分をTable 1に示す。各鋼材とも M^* の生成状態の変化を意図して, 若干の合金成分を変化させた。鋼材A及びBはほぼ同一の成分のCu, Ni, Ti添加材であり, 鋼材C及びDはC, Nb, Tiを鋼材A, Bに比較して増量するとともに, P含有量を変化させ

Table 1. Chemical compositions of steels tested. (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Al	Ti
Steel A	0.08	0.22	1.49	0.004	0.003	0.31	0.31	0.009	0.032	0.008
Steel B	0.08	0.21	1.48	0.004	0.003	0.30	0.30	0.009	0.030	0.008
Steel C	0.11	0.22	1.44	0.001	0.005	0.21	0.20	0.021	0.027	0.011
Steel D	0.11	0.19	1.44	0.011	0.005	0.21	0.20	0.020	0.028	0.012
Steel E	0.08	0.27	1.39	0.004	0.003	—	—	0.009	0.031	—

平成4年11月10日受付 平成5年6月4日受理 (Received on Nov. 10, 1992; Accepted on June 4, 1993)

* 名古屋大学工学部 (Faculty of Engineering, Nagoya University, Furo-cho Chikusa-ku Nagoya 464-01)

* 2 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

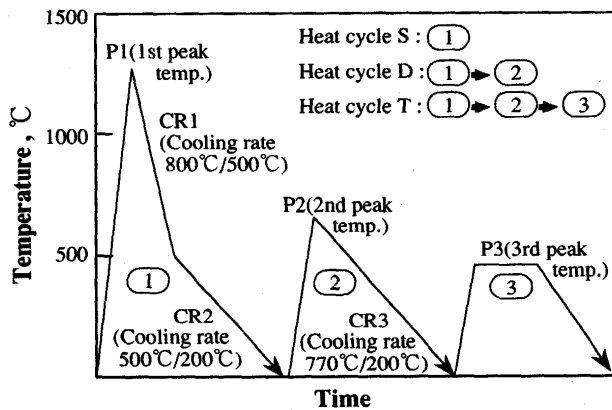


Fig. 1. Simulated HAZ thermal cycles.

Table 2. Materials code and thermal cycles.

Code	Steel	1st heat			2nd heat		3rd heat
		Peak temp. P1 (°C)	Cooling rate 800°C/500°C CR1 (°C/sec)	Cooling rate 500°C/200°C CR2 (°C/sec)	Peak temp. P2 (°C)	Cooling rate 770°C/200°C CR3 (°C/sec)	Peak temp. P3 (°C)
A-S1	Steel A	1400	7.5	2.5	—	—	—
A-S2	Steel A	1300	7.5	2.5	—	—	—
A-S3	Steel A	1200	7.5	2.5	—	—	—
A-S4	Steel A	1400	7.5	7.5	—	—	—
E-S1	Steel E	1400	7.5	2.5	—	—	—
A-D1	Steel A	1400	7.5	2.5	770	7.5	—
B-D1	Steel B	1400	7.5	2.5	770	7.5	—
C-D2	Steel C	1400	7.5	2.5	770	15.0	—
D-D2	Steel D	1400	7.5	2.5	770	15.0	—
A-T	Steel A	1400	7.5	2.5	770	7.5	450

た。鋼材Eは焼入れ性を低下させるために、Cu, Niを無添加とした。鋼材は熱間圧延後、直接焼入れ、焼戻しを行った後、Fig. 1に示す溶接再現熱サイクルを施し、合計10種類の供試材を作成した。この熱サイクルは多層盛溶接を行った場合のHAZ部の局所的な温度履歴の再現を試みたものである。1回のみ γ 域まで加熱を受ける単一サイクルをSとし、熱サイクルSの後、 A_{c1} と A_{c3} の間温度域に再加熱される二重サイクルをD、更にその後 A_{c1} 温度以下の焼戻し加熱を受ける三重サイクルをTとした。主として鋼材Aについてピーク温度および熱サイクルの影響を、二重熱サイクル材について鋼材A～Dの化学成分の影響を調べた。各供試材に施した熱履歴をTable 2に示す。以降、各供試材の名称はTable 2に従うことにする。

3. 試験方法

各供試材のM*生成状態を定量評価するために、2%ナイトールで腐食した後、SEMにより写真撮影を行い、写真の画像解析を行った。画像解析ではいずれの供試材とも $1.0 \times 10^4 \mu\text{m}^2$ 以上の視野におけるM*の長短径比(長軸/短軸)を測定するとともに、それぞれのM*を等価面積円で近似し、その直径分布を求めた。寸法を測定したM*の個数は少ないもので35個、多いものでは1100個を超える。また、M*体積率、

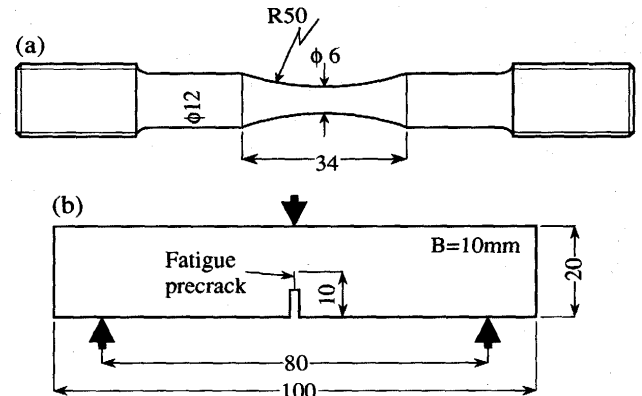


Fig. 2. Specimens, dimensions are in mm.

(a) Smooth round bar tensile specimen.
(b) Three point bend specimen.

平均直径の他、測定したM*のうち、直径の大きいもの上位10個目のM*の直径を便宜的にM*最大寸法として、M*の生成状態を代表させるパラメータとした。

供試材の基本的な機械的性質を求めるために、Fig. 2 (a)に示す秒時計型の丸棒引張試験片を室温で破壊させ、降伏応力、引張強度を測定した。降伏応力に関しては、最小断面部に貼付したひずみゲージにより測定した0.2%耐力を用いた。

破壊靱性試験はFig. 2 (b)に示す3点曲げ試験片を用い、ASTM E813⁹⁾に準拠しJ積分によりへき開破壊靱性を評価した。以下の解析では平面ひずみ状態を仮定してすべて J_c を K_{Ic} 相当値に換算して示してある。靱性は不安定へき開破壊開始点で評価した。試験温度としては靱性の下部棚領域と遷移温度低温側とし、荷重低下をともなう破壊するような遷移領域の高温側では試験を行っていない。鋼材A, Eを素材とした供試材については室温から-100°Cに到る数温度で、C-D2材, D-D2材については0°Cでのみ試験を行った。

4. 試験結果と考察

4・1 島状マルテンサイト生成に及ぼす熱サイクルの影響

Fig. 3に鋼材Aを素材とする単一サイクル材A-S1、二重サイクル材A-D1および三重サイクル材A-Tの光学顕微鏡組

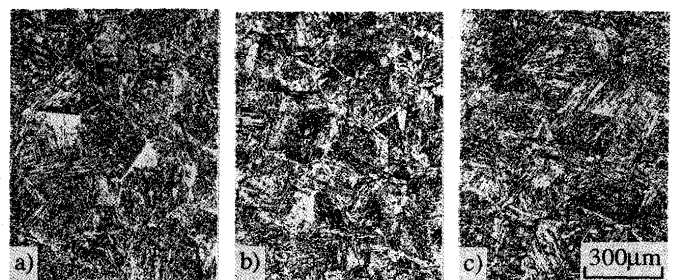


Fig. 3. Microstructures of simulated HAZ of steel A.
a) A-S1 b) A-D1 c) A-T

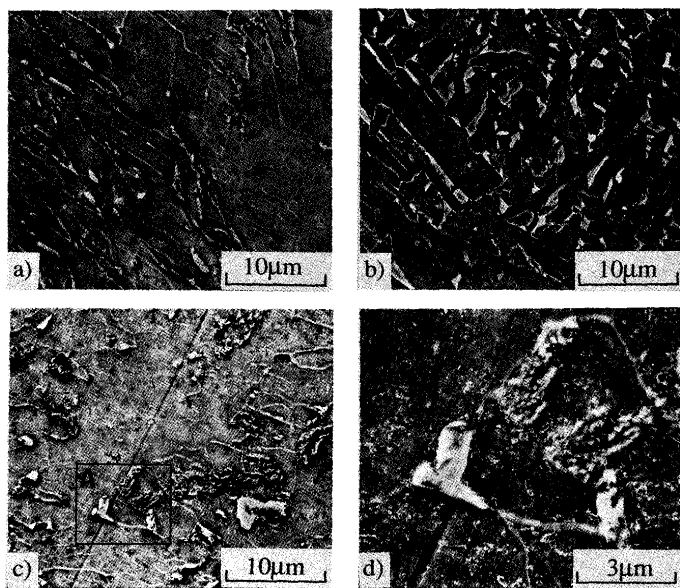


Fig. 4. SEM micrograph of simulated HAZ, showing M*.
a) A-S1 b) A-D1
c) A-T d) Magnified view of A (in c).

織写真を示す。写真から明らかなように、熱サイクルSのピーク温度が一定の場合、施した熱サイクルによらず、旧 γ 粒径のほぼ等しい上部ベイナイト主体の組織となっている。

その他の供試材もほぼ同様な上部ベイナイト主体の組織であった。

一方、M*の生成状態の定量評価に用いたSEM写真の1部をFig. 4に示す。三重サイクル材A-Tにおいては(Fig. 4 (c), (d)), 焼戻しによりM*が分解したと思われる微細なセメントタイトも観察されるが、ここではM*のみを評価対象とした。Fig. 5に代表的な供試材のM*直径分布をヒストグラムで示す。また、図中には、M*体積率、M*平均寸法、M*最大寸法も示してある。また、各供試材のM*体積率、寸法及び平均長短径比をTable 3に示す。熱サイクルSのみの材料(A-S1材)に比較して、 A_{c1} と A_{c3} の中間領域(770°C)に再加熱した熱サイクルDを施したA-D1材では、M*体積率が増加している⁸⁾。特に、再加熱後の冷却速度の速いC-D2材(Fig. 5 (e))では、M*の生成が著しい。一方、熱サイクルDの後、更に450°Cに再加熱し、M*の分解を狙った熱サイクルTを施したA-T材(Fig. 5 (f))はM*の体積率、寸法ともにA-D1材に比較して減少しているものの、かなりのM*が残留している⁸⁾。熱サイクルSを施したものの内、ピーク温度のみを変化させたA-S1材、A-S2材、A-S3材はM*生成状態にはほとんど変化がみられない。しかし、Fig. 5 (b)に示すように500°Cから200°Cまでの冷却速度を3倍に速めたA-S4材は他の熱サイクルS材と比較すると、M*の体積率、平均寸法ともに

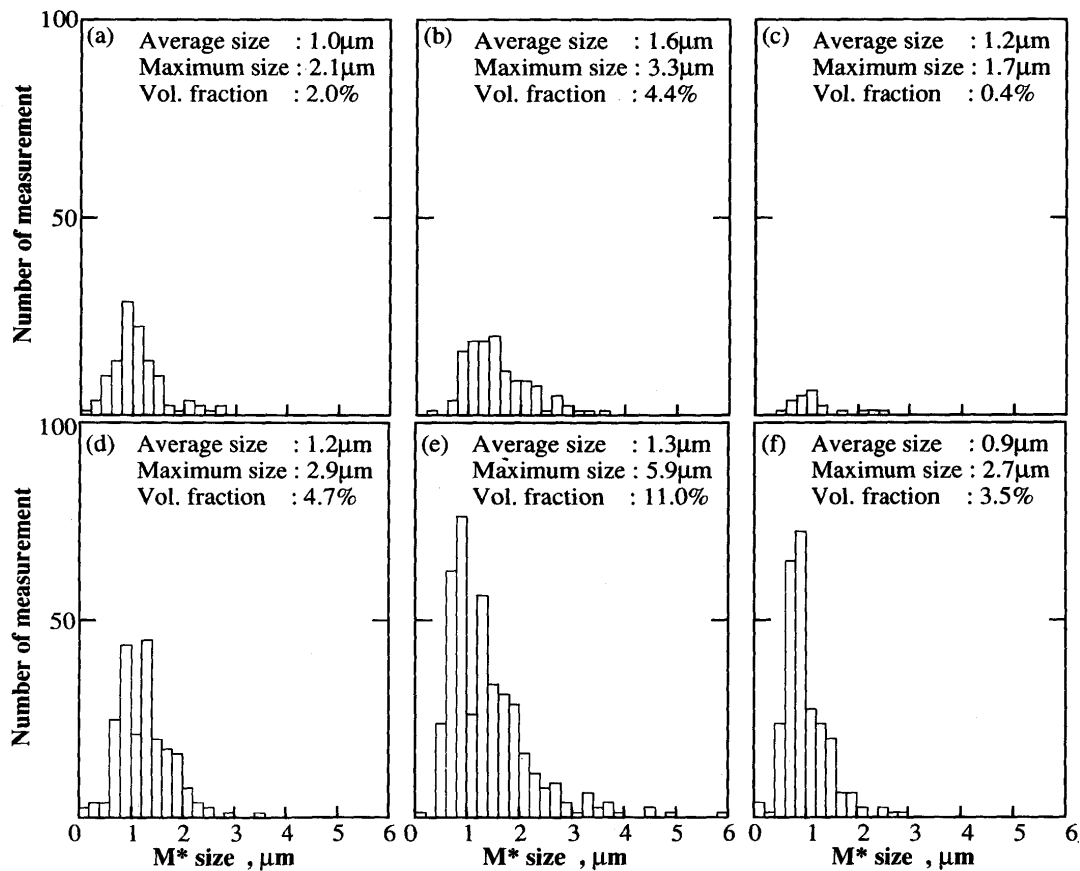


Fig. 5. Size distributions of M*.
(a) A-S1 (b) A-S4 (c) E-S1
(d) A-D1 (e) C-D2 (f) A-T

Table 3. Volume fraction and size of M*.

Material	Volume fraction(%)	Average size(μm)	Maximum size(μm)	Aspect ratio
A-S1	2.0	1.0	2.17	2.43
A-S2	1.7	1.2	2.10	2.35
A-S3	2.1	1.3	2.70	2.15
A-S4	4.4	1.6	3.27	2.73
E-S1	0.4	1.2	1.70	2.04
A-D1	4.7	1.2	2.90	1.87
B-D1	5.9	1.3	3.86	2.06
C-D2	11.0	1.3	5.85	2.09
D-D2	12.0	1.3	4.05	2.01
A-T	3.5	0.9	2.70	1.78

増加しており、従来から指摘されているように¹⁰⁾単一サイクルの場合、500°C~200°Cの冷却速度がM*生成に大きく影響を与えていることがわかる。また、Cu, Niを添加せず、焼入れ性を低くしたE-S1材(Fig. 5 (c))はほとんどM*の生成がみられない。全般的に熱サイクルDを施した材料は、熱サ

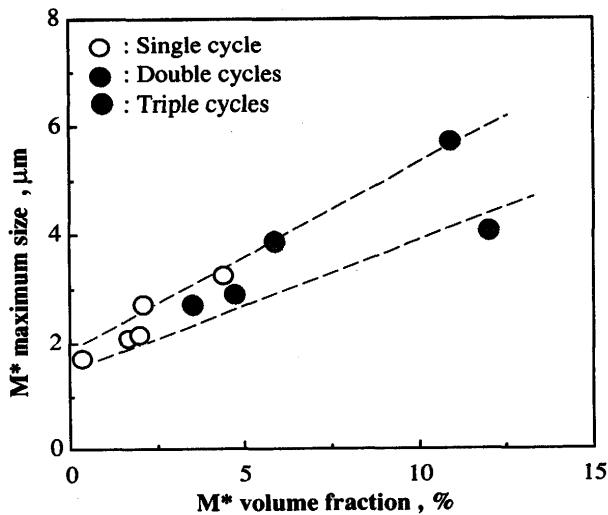


Fig. 6. Correlation between maximum size and volume fraction of M*.

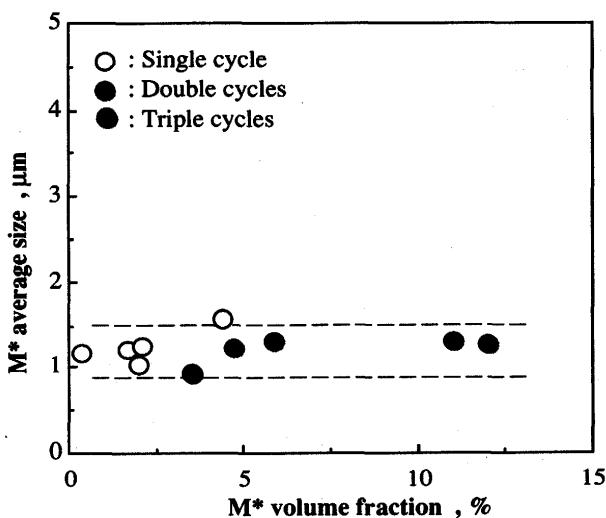


Fig. 7. Correlation between average size and volume fraction of M*.

イクルSのみの材料に比較して、M*体積率が増加しているが、炭素量が他に比較して高く、かつ再加熱後の冷却速度を2倍にしたC-D2材、D-D2材においては、著しくM*体積率が増加している。

Fig. 6, Fig. 7 にはM*体積率、平均寸法、最大寸法相互の関係を示す。Fig. 6では体積率と最大寸法の、そしてFig. 7には体積率と平均寸法の関係を示している。M*最大寸法は、熱サイクルによらずM*体積率の増加にともない増大する傾向を示すが(Fig. 6)、体積率が変化しても平均寸法はほとんど一定である(Fig. 7)。従って、M*生成量が増加する場合、極く小数の寸法の比較的大きなM*が増加するが、多くは寸法の小さなM*が生成され、全体としてM*寸法のばらつきが大きくなるということが出来る。本研究ではM*寸法を等価面積円の直径で代表をさせているが、一般にM*の形状は円に近いものから極端な楕円に近いものまで様々である。また、長短径比の大きなM*ほど靱性に悪影響を及ぼすという報告もあり²⁾、M*の形状もM*による脆化を議論する上で重要な因子となる可能性がある。本供試材のM*の長短径比をFig. 8に示す。Fig. 8では各供試材の長短径比をM*体積率で整理して示してある。図より全体的に熱サイクルS材に比較して、熱サイクルD, T材の長短径比は小さく、円形に近い傾向を示すことがわかる。また、Fig. 9にA-D1材について測定した個々のM*の面積と長短径比の関係を示す。比較的小さいM*においては、その長短径比は大きなものから小さなものまで分布しているが、M*が大きくなるに従い、その比は小さくなり1に漸近する傾向がみられる。これは、熱サイクルSの場合、変態途中でベイナイトラス間にとり残された高炭素濃度の γ 相がM*となるのに対して、熱サイクルDでは再加熱により逆変態成長した塊状の γ 相がM*となるためであると考えられる。また、Fig. 9において比較的大きなM*のアスペクト比は1に近いことから、靱性への影響を考える上ではM*寸法を等価面積円の直径で評価

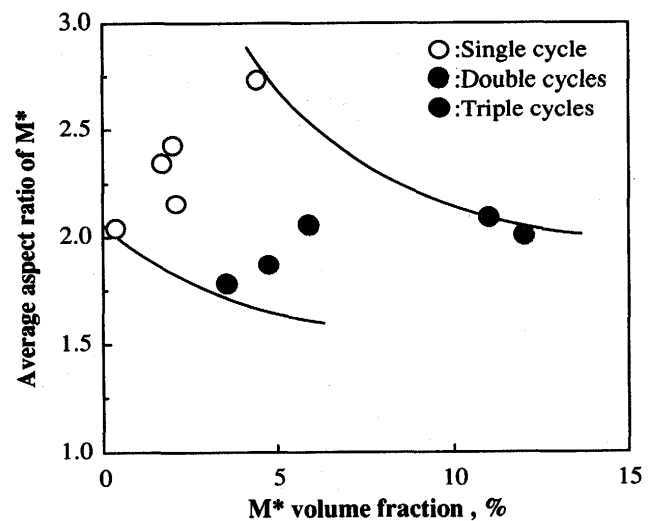


Fig. 8. Variation of aspect ratio of M* with volume fraction of M*.

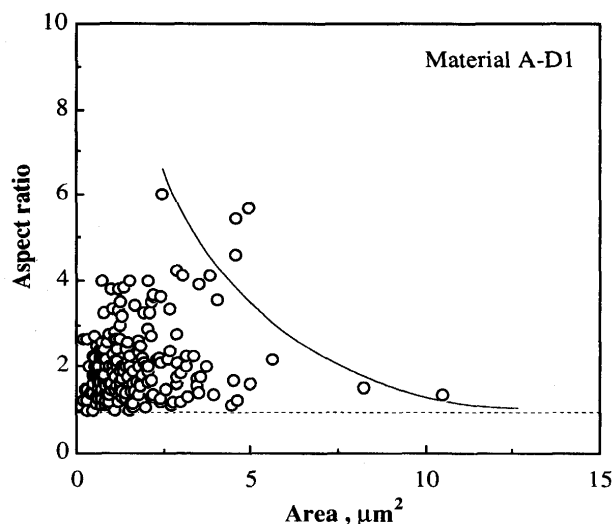


Fig. 9. Relation between aspect ratio and area of M* on A-D1.

しても差し支えないものと考えられる。

4・2 強度に及ぼす島状マルテンサイトの影響

各供試材の室温での引張試験結果をTable 4に示す。全般的に二重サイクル材では単一サイクル材に比較して、降伏応力、引張強度ともに増加し、延性も低下している。Fig.

Table 4. Mechanical properties of materials tested and facet size of cleavage fracture surface.

Material	σ_{ys} (MPa)	σ_u (MPa)	R.A. (%)	Facet size (μm)
A-S1	434	599	79	13
A-S2	422	592	79	12
A-S3	402	573	81	9
A-S4	441	633	79	18
E-S1	425	589	78	17
A-D1	451	638	74	28
B-D1	451	638	74	10
C-D2	519	732	66	15
D-D2	518	739	67	17
A-T	470	635	79	15

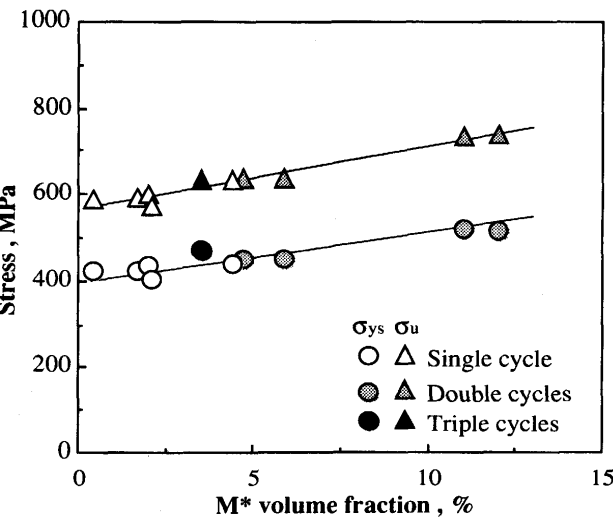


Fig. 10. Relation between volume fraction of M* and tensile properties.

10はM*の体積率と降伏応力、引張強さの関係を示したもので、M*の生成により強度が上昇する傾向がみられる。鋼材Aの単一サイクル材ではピーク温度が1400°C(A-S1材)から1300°C(A-S2材), 1200°C(A-S3材)と低下するにともない、降伏応力、引張強さを若干低下させるが、その影響は小さい。

4・3 破壊靱性に及ぼす島状マルテンサイトの影響

各供試材の破壊靱性の温度依存性をFig.11(a), (b)に示す。Fig.11(a)は単一サイクル材についての結果を、Fig.11(b)は二重及び三重サイクル材についての結果をまとめたものである。A-S1材, S2材ではM*の生成状態に有意な差はみられなかったが、ピーク温度の高い(1400°C)A-S1材の遷移曲線は高温側にあり、破面単位も若干大きくなっている(Table 4)。この理由として種々の要因が考えられるが、別報¹⁾で報告するように力学的には降伏応力の微小な変化が影響を及ぼしていると考えられる。ピーク温度がA-S1材と同一のA-S4材では800°C以下での冷却速度の増加によりM*生成量が増加しているにもかかわらず、破壊靱性はA-S1材とほぼ同程度である。M*生成量の少ないE-S1材ではA-S1

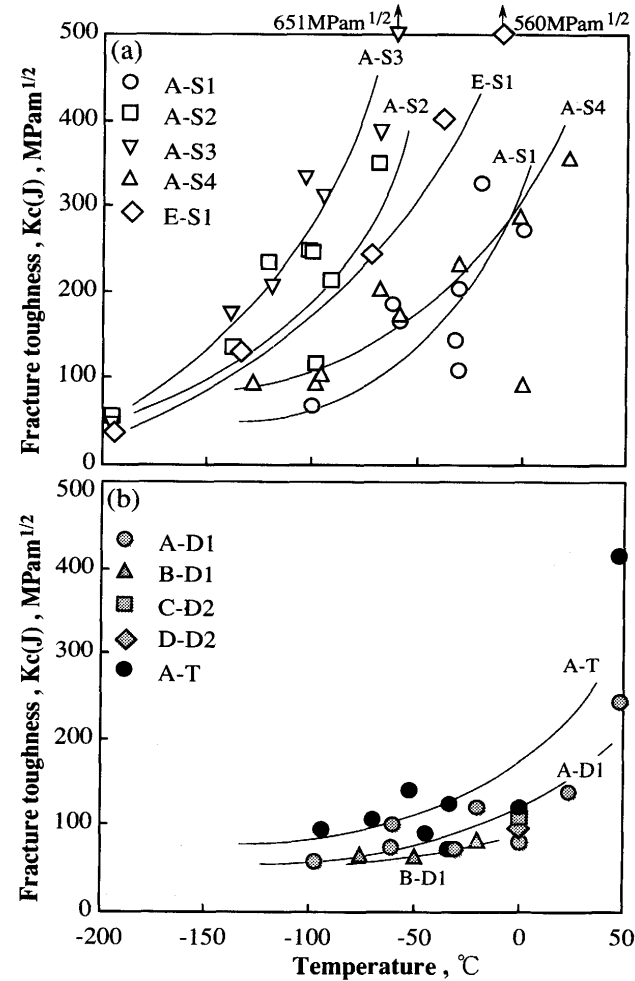


Fig. 11. Temperature dependence of fracture toughness. (a) Materials subjected to single thermal cycle. (b) Materials subjected to double and triple thermal cycles.

材に比べ遷移曲線はやや低温側にある。二重サイクルD材および三重サイクルT材の遷移曲線は単一サイクルS材に比較して50°Cから150°C近く高温側にあり、室温付近でも容易に脆性へき開破壊を起こしている。450°Cで焼戻したA-T材では靱性値はA-D1材に比べ若干回復しているものの、その程度は小さい。

Fig.12に各供試材の遷移温度をM*体積率に対して示す。ここではKcが150MPam^{1/2}となる温度を便宜的に遷移温度と定義している。材料ごとにややばらつきはあるが、約5%程度M*が生成されると、本実験の供試材の場合、遷移温度にして150°C程度上昇することがわかる。M*が微視き裂の核となることが報告されているが⁸⁾、生成された微視き裂のGriffithき裂としての伝播にへき開破壊が支配され、最弱リンク概念に従った挙動を示すと仮定すると、M*自身の割れ、界面の剝離、いずれによっても、M*の寸法と微視き裂の寸法が対応することが考えられる。ここではM*の最大寸法について検討してみた。M*の体積率及び最大寸法が靱性値に及ぼす影響をFig.13, Fig.14に示す。Fig.13では各供試材の0°Cにおける靱性値をM*体積率に対して、Fig.14ではM*最大寸法に対して示してある。Fig.13によると靱性値はM*の生成により著しく低下するが、M*体積率4%程度以上ではほぼ下限界を示し、ある程度以上のM*生成は靱性値にそれほど影響を及ぼしていないようである。一方、Fig.14に示したM*最大寸法もFig.13のM*体積率と同様に靱性値に大きく影響を及ぼしており、M*の存在が靱性を大幅に低下させるが、本研究の範囲ではFig.6に示したようにM*の体積率の増加にともない最大寸法も増加しているため、主要な支配因子が何であるか、M*による脆化の機構をこれらの結果のみから類推することは難しい。M*体積率の大きい材料で靱性に差がみられないことや、M*の生成状態にほとんど差がみられないにもかかわらず、靱性値に大きな差がみ

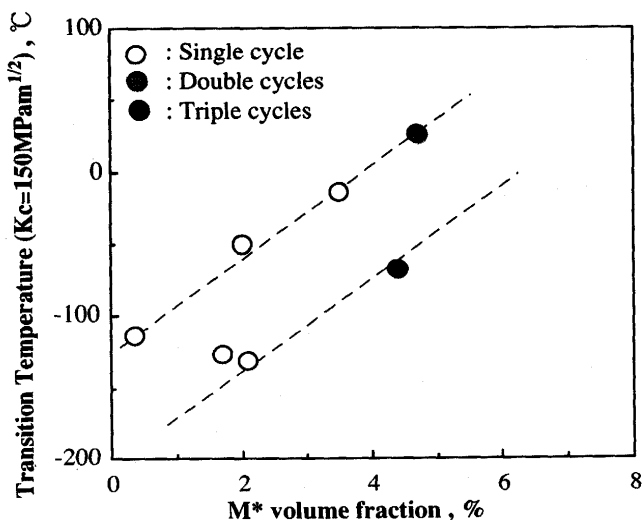


Fig. 12. Relation between transition temperature at which $Kc=150\text{MPam}^{1/2}$ and volume fraction of M*.

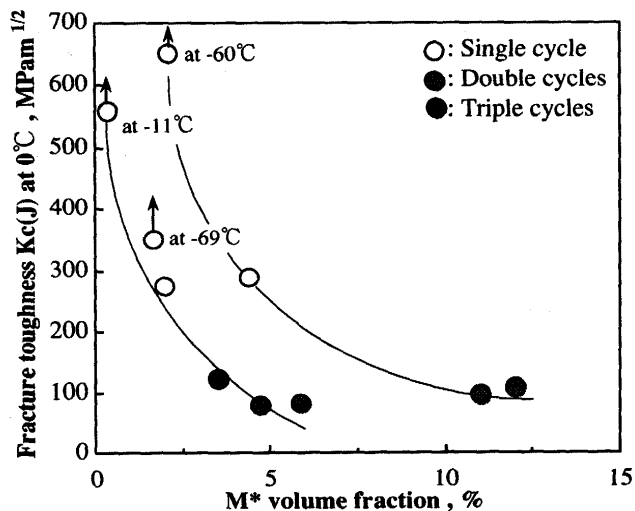


Fig. 13. Influence of M* volume fraction on fracture toughness.

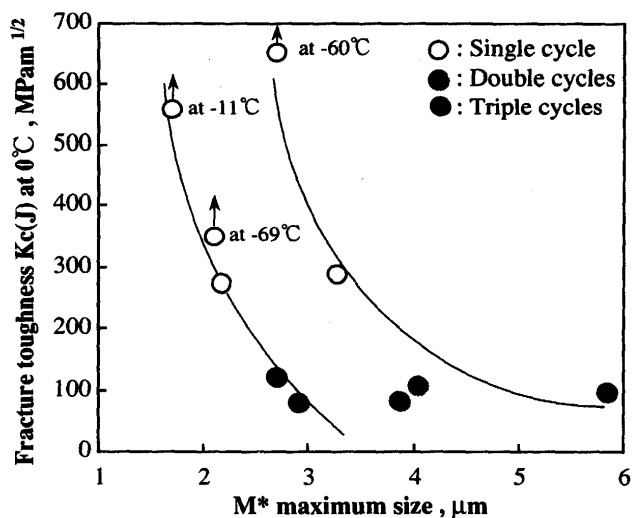


Fig. 14. Influence of M* maximum size on fracture toughness.

れるなど、靱性値がM*の量、寸法のみによって決まってい

ないことを示唆している。

5. 結言

溶接再現熱処理を施した500~600MPa級の低炭素高張力鋼に相当する化学成分を持つ実験室溶解鋼に対し、M*生成状態や機械的性質を調べ、以下の結論を得た。

1) 多層盛溶接HAZ部に再現した熱サイクル材のM*生成には、単一サイクルの場合、そのピーク温度はあまり影響を与えないものの、500°Cから200°Cまでの冷却速度は大きな影響を与える。さらにA_{c1}とA_{c3}の中間の温度に再加熱した二重サイクルでは、M*生成量はさらに増加する。

2) M*の平均寸法はM*体積率が変化してもほとんど変わらないのに対し、M*の最大寸法はM*体積率に比例して増大する。

3) 単一サイクルの場合に比較して, 二重サイクルでは M^* の長短径の差が小さく, 正方形あるいは円形に近づく傾向がある。また, 二重サイクル材中に生成される M^* は, 大きなものほど円に近い形状となる。

4) M^* の体積率の増加にともない, 降伏応力, 引張強さは上昇する傾向がみられる。

5) 破壊靱性値は M^* の生成により著しく低下するが, 体積率4%程度で下限値を示し, それ以上 M^* が生成しても, 靱性値に変化はみられない。

文 献

- 1) 笠松 裕, 高嶋修嗣, 細谷隆司: 鉄と鋼, **65**(1979), p.1222
- 2) 平井征夫: 溶接学会誌, **50**(1981), p.37

- 3) T. Haze and S. Aihara: Proc. 7th Int. Conf. and Exhibition on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, **3**(1986), p.515
- 4) T. Haze and S. Aihara: IIW Doc. IX-1423-86, Tokyo, (1986)
- 5) 土師利昭, 栗飯原周二, 萩原行人, 内野耕一, 川島善樹果, 富田幸夫, 千々岩力男: 日本造船学会論文集, **162**(1987), p.424
- 6) S. Machida, T. Miyata, M. Toyosada and Y. Hagiwara: ASTM STP 1058, (1990), p.142
- 7) 菊田米男, 荒木孝雄, 米田理史, 陳 劍虹: 材料, **34**(1985), p.638
- 8) S. Aihara and T. Haze: TMS Annual Meeting, A88-14, (1988)
- 9) American Society for testing and Materials, Standard Test Method for Jic, A Measure of Fracture Toughness, ASTM E-813-88, (1988)
- 10) 内野耕一, 大野恭秀: 鉄と鋼, **72**(1986), S1159
- 11) 田川哲哉, 宮田隆司, 栗飯原周二, 岡本健太郎: 鉄と鋼, **79**(1993), p.1183