

鋼溶接熱影響部靱性に及ぼす局部的硬化部の形態効果

川 端 文 丸* 天 野 虔 一*
 板 倉 教 次* 正員 南 二 三 吉*
 荊 洪 陽* 正員 豊 田 政 男*

Morphological Effect of Local Hard Zones on Fracture Toughness of Weld HAZ

by Fumimaru Kawabata, Keniti Amano,
 Noritugu Itakura, Fumiyoshi Minami *Member*,
 Hongyan Jing Masao Toyoda *Member*

Summary

Recent validation of steels for offshore structures is often determined by the crack tip opening displacement (CTOD) value, which is very sensitive to the local brittle zones (LBZs) in weld heat-affected zone (HAZ). Improving toughness of the LBZs is the purpose of this study that discusses the morphological effect of a very hard phase in the LBZ [e. i. the martensite-austenite constituent (M-A)], on their toughness. Morphological factors of interest are the volume fractions of both M-A particles in total (V_f) and the slender M-A particles (SV_f) which were defined as those with a larger aspect ratio than four. The analyses were made with a binary image processor for steels of various chemistries and HAZs through various heat cycles.

The volume fraction of the slender M-A (SV_f) affected the LBZ toughness; the toughness was degraded remarkably with increase in the SV_f value but this harm of the slender M-A particles was eliminated as the SV_f value exceeded a particular value. Frequent observation of the boundary breaking between an M-A particle and the matrix in the vicinity of the principal crack tip indicated that the interfacial cracking is preferential on the primary stage of the fracture. The stress and the strain characteristics in and around the local hard zone (LHZ) in a soft matrix were figured out by the elastic and plastic finite element analyses. The slender LHZ with a larger aspect ratio lies under the condition of the greater strain-difference between LHZ and matrix as well as the rise of the stress in LHZ. However, these increases in the strain-difference and the inner stress are suppressed when LHZs come closer together (vicinity effect). These calculated results explained the unique behavior observed in the experiment as the following: The rise of the SV_f value increases the possibility of fracture both at the LHZ/matrix interface and in LHZ itself associating with the large strain-difference and the escalated inner stress. Simultaneously, the increase in the SV_f value shortens the distance between M-A particles so that the vicinity effect works and decreases the possibility of fracture.

1. 緒 言

鋼の多層溶接熱影響部 (HAZ) には多重熱サイクルによって複雑な温度履歴の組織が形成される。なかでも 1400°C

近傍の高温に加熱された粗粒化 HAZ (以降 CG-HAZ と呼ぶ) とこの CG-HAZ が 800°C で代表されるフェライト (α)/オーステナイト (γ) の二相域に再加熱された HAZ (以降 IC-CG-HAZ と呼ぶ) には島状マルテンサイト (以降 M-A と呼ぶ) が生成し, HAZ 靱性を著しく劣化させることが広く知られている¹⁾²⁾³⁾。これらの HAZ 領域は局部的でしばしば著しく低い靱性を示すことから, 局部的脆化域 (LBZ: Local Brittle Zone) と呼ばれている。

近年のき裂先端開口変位 (CTOD) に基づく靱性設計で

* 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 薄板研究室

原稿受理 平成 5 年 1 月 11 日
 春季講演会において講演 平成 5 年 5 月 19, 20 日

は、LBZによるHAZ全体の靱性劣化を食い止めることが大きな課題であり、LBZ自体の靱性を高めることはHAZ靱性を高める手段のひとつとして重要である。しかし、これまで提案されている靱性改善法はM-Aの消去あるいはM-A周囲の靱性の向上によるもので³⁾、LBZ自体の靱性を改善する方法の報告例は少ない。M-AのLBZ靱性への影響に関する研究において共通した結論は、M-Aの総体積率(V_f)の増加がLBZの靱性劣化に大きく関与するということである。しかし一方で、M-A体積率が同一のHAZにおいても異なった靱性値が現出することも報告され⁶⁾、 V_f 値のほかにも靱性を支配する因子が存在することが示唆された。

前報⁹⁾では局部的硬化部(LHZ)周りの応力・ひずみ特性が鋼溶接熱影響部の靱性に果たす役割を明らかにし、M-A粒子の形状制御の必要性を示した。LBZに関する基本的情報を得ることを目的として、種々のHAZ組織のM-A形態を画像処理により定量化し、それとHAZ靱性との関連を明らかにするとともに、LHZの分布形態を考慮に入れたLHZ周りの応力・ひずみ特性のFEM解析を行ない、主として力学的見地から局部的硬化相としてのM-AがHAZ靱性に与える影響について考察した。

2. 実験方法

2.1 熱サイクル試験

本研究では再現熱サイクルを鋼に付与することで様々なHAZ組織を作製しそこに生成するM-Aの形態を調査した。熱サイクル試験に供した鋼は12鋼種で、その化学組成範囲をTable 1に示す。熱間制御圧延で作製した降伏強さが360から460 MPaの16 mm厚鋼板から同厚の熱サイクル試験片を採取し、これに高周波加熱によって溶接再現熱サイクルを付与した。

熱サイクルの温度履歴をFig. 1に模式的に示す。CG-HAZ組織は、最高加熱温度(T_{p1})が1400°Cの単一熱サイクルを付与することで作製した。また、IC-CG-HAZ組織

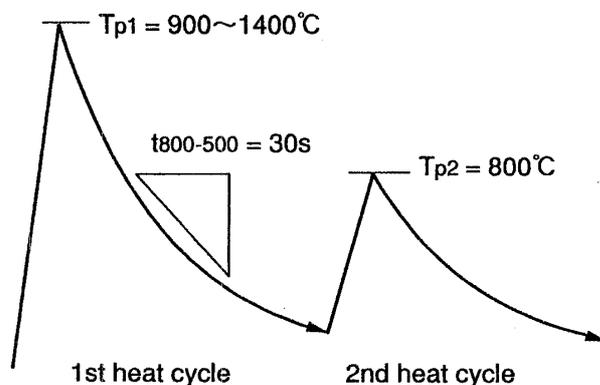


Fig. 1 Schematic illustration of thermal cycle pattern used in thermal cycle tests. Thermal cycle corresponds to 4.5 MJ/m heat input welding.

Table 1 Chemical compositions of steels used for thermal cycle tests (mass %).

| C | Si | Mn | Cu | Ni | Nb | Al | Ti | N |
|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|--------|
| 0.04 | 0.10 | 1.43 | — | 0.15 | 0.015 | 0.017 | 0.007 | 0.0016 |
| 0.16 | 0.53 | 1.53 | 0.25 | 0.75 | 0.046 | 0.035 | 0.008 | 0.0040 |

は、 $T_{p1}=1400^{\circ}\text{C}$ の熱サイクルの後に同一冷却特性で最高加熱温度(T_{p2})が800°Cの第2熱サイクルを与えて再現した。さらに、単一熱サイクルにおいて最高加熱温度(T_{p1})を1400から900°Cの範囲で変化させ、冷却後、第2熱サイクルの最高加熱温度(T_{p2})を800°Cとした多重熱サイクルを与えた試験片も作製した。これら熱サイクルの冷却条件は800から500°Cまでの冷却時間が30 sと全て一定とした。この冷却条件は4.5 MJ/mの溶接入熱に相当する。また、一部の鋼については、第3熱サイクルの最高加熱温度(T_{p3})が450°Cとなる熱サイクルを付与して溶接時の焼き戻し効果⁹⁾を再現した。

2.2 M-A粒子解析

2.2.1 M-A粒子形態の観察と測定

本研究では2段階電解腐食¹⁰⁾によりM-A粒子の観察を行なった。この電解腐食法は、第1段階でフェライトを腐食しその後、炭化物を溶解するもので、M-A粒子とセメントライトが明瞭に区別できる。現出したM-Aは走査電子顕微鏡(SEM)で観察した。

1500倍で撮影したM-Aを含む組織のSEM像は、3000倍に引き伸ばした後、画像処理により2値化した。観察視野は無作為に選んだ少なくとも2視野とし、2値化データはその平均とした。測定視野の総面積は平均して約7300 μm^2 である。SEM像とそれに対応する2値化像を対比してFig. 2に示す。2値化像のなかで白く表示されている相がM-A粒子で他の黒い部分は母地である。

2.2.2 形態因子

2値化像から評価した粒子形態因子の定義を以下に示す。

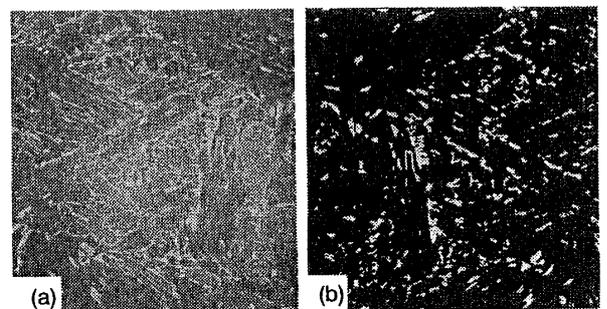


Fig. 2 Example of SEM image and corresponding binary image for morphological analyses of M-A constituents.

- (a) SEM image
- (b) Binary image

体積率 (V_f)

M-A 粒子が 3 次元的にランダムに配置する場合、2 次元平面で測定された M-A 粒子の面積率は M-A の体積率を代表すると思われる。そこで M-A 体積率 (V_f) を観察視野の総面積に対する M-A 粒子の加算総面積率で定義した。

Slender M-A 体率 (SV_f)

前報⁹⁾で示したように、硬化相のアスペクト比 Ra (M-A 粒子の最大長さ b とそれに直交する最大幅 a の比で定義。Fig. 3 参照) の増大はその粒子内部における応力上昇と粒子/母地間のひずみ差拡大を助長し、系の破壊発生確率を上昇する。この上昇挙動は Ra が 4 でほぼ飽和する傾向にあったので⁹⁾、本報では $Ra \geq 4$ の粒子は破壊確率への寄与が同等であるとして、そのような細長い粒子の含有率を Slender M-A 体積率 (SV_f) と呼ぶことにする。

2.2.3 M-A 粒子と母地の強度差

局部的硬化部の応力・ひずみ特性に及ぼす影響度は硬化部とそれを取り巻く母地との強度差に依存するため、硬化部の形態の影響を考察する場合にはこの強度差を考慮して議論する必要がある。しかし、M-A 粒子は極めて微細でありその強度を直接測定することは困難である。本研究では、測定した M-A の炭素量から強度を推定した。M-A 粒子の炭素量は、0.07 mass% C および 0.16 mass% C の 2 鋼種を用いて EPMA により測定した。

2.3 主き裂先端周りのマイクロき裂の観察

巨視的な溶接 HAZ の靱性は準微視的な LBZ の脆性破壊現象に支配され、さらに LBZ の脆性破壊現象はそれに含まれる M-A 粒子が促す微視的き裂の (母地での連結や伝ばではなく) 発生に支配されるという破壊モデルを仮定すると、HAZ の脆性破壊抵抗性を支配する因子は、M-A 粒子周囲に発生する微視的き裂の発生のし易さである。この破壊モデルの妥当性を検討するために、疲労主き裂を人工的に内包した試験片を用いて、巨視的不安定破壊に至るまでの変形レベルで除荷する三点曲げ試験を行ない、疲労き裂先端近傍に発生した微視的き裂を観察した。観察試験片の組織は前述の CG-HAZ と IC-CG-HAZ に相当する熱

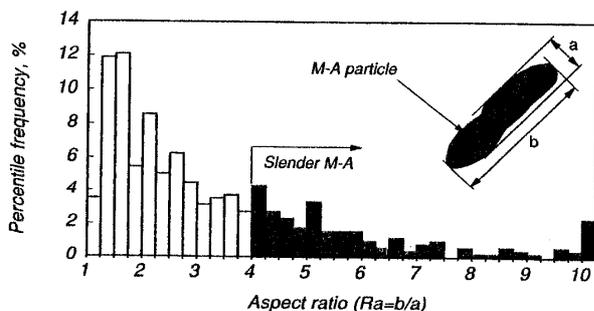


Fig. 3 Particles of slender M-A are defined to be of longer aspect ratio (Ra) than four. Aspect ratio is b/a

サイクルを付与した再現 LBZ のマイクロ組織とした。なお、脆性破壊の発生挙動に注目しているので、曲げ試験はあらかじめ求めた再現 LBZ の延性から脆性への破面遷移温度以下の温度で行なった。

2.4 LBZ 靱性の評価

M-A 粒子解析結果に対応付ける LBZ 靱性は、シャルピー衝撃試験で求めた。本研究では、脆性破壊の起こり易さを議論の対象としており、脆性破壊の発生し易さの目安として、極めて低い吸収エネルギー値 50J を与える遷移温度 (T_{50J}) を評価指標として用いることとした。

3. 実験結果

3.1 M-A 粒子形態の解析結果

3.1.1 M-A 粒子の方向性

本実験で測定された CG-HAZ あるいは IC-CG-HAZ のオーステナイト (γ) 粒径は約 30~50 μm で、SEM 観察視野中には 10 数個の γ 粒が含まれていた。1 個の γ 粒内ではウイドマンステッテン組織のラス構造により M-A は強い方向性を示す傾向をもつが、代表組成の 5 鋼種について行った M-A 粒子の長径 b の方向分布解析結果では、10 数個の γ 粒子について平均化するとその系に含まれる M-A 粒子は任意の方向に向いているとして取り扱ってもよいという結果が得られた。

任意の切断面で観察して得られる実測の M-A 粒子のアスペクト比 Ra は実体粒子の切断面上の見掛けの Ra であるが、上述の粒子の任意性により実測分布 (出現確率) は実体をもつ分布を反映するので、2.2.2 項で定義した SV_f は実体のもつ特性を表わしている。

3.1.2 M-A 体積率 (V_f)

V_f におよぼす C 量と S_i 量の影響を Fig. 4 の上段に示す。CG-HAZ は IC-CG-HAZ に比べると高い V_f 値を有している。 S_i の影響を示すために、 $S_i < 2 \text{ mass}\%$ のものと $S_i \geq 2 \text{ mass}\%$ のものとで区別して示す。CG-HAZ でも IC-CG-HAZ でも C 量にほとんどかわからず、 S_i 量が多い鋼は多量の M-A を生成した。高 S_i での V_f の増大は、 S_i による炭化物 (セメントイト) 生成反応過程 ($\epsilon \rightarrow \epsilon + \theta \rightarrow \theta$) 遅延効果⁹⁾ に起因するものと考えられる。この S_i の効果は IC-CG-HAZ では CG-HAZ ほど顕著でない。これは、 S_i の効果にあずかる二相域加熱時 ($T_{p2}=800^\circ\text{C}$) の変態 γ 量が単一熱サイクル ($T_{p1}=400^\circ\text{C}$) に比べれば極めて少ないためと考えられる。また、Fig. 5 には V_f 値に及ぼす単一熱サイクルおよび二重熱サイクルでの第 1 サイクルの最高到達温度 T_{p1} の影響を示したが、 T_{p1} に対する V_f 値の変化はごくわずかである。

3.1.3 Slender M-A 体積率 (SV_f)

Fig. 4 の下段に SV_f に及ぼす C 量、 S_i 量の影響を示す。 SV_f の場合も CG-HAZ の方が IC-CG-HAZ よりも高い値を示した。 S_i の SV_f に対する影響は V_f の場合と同様に、

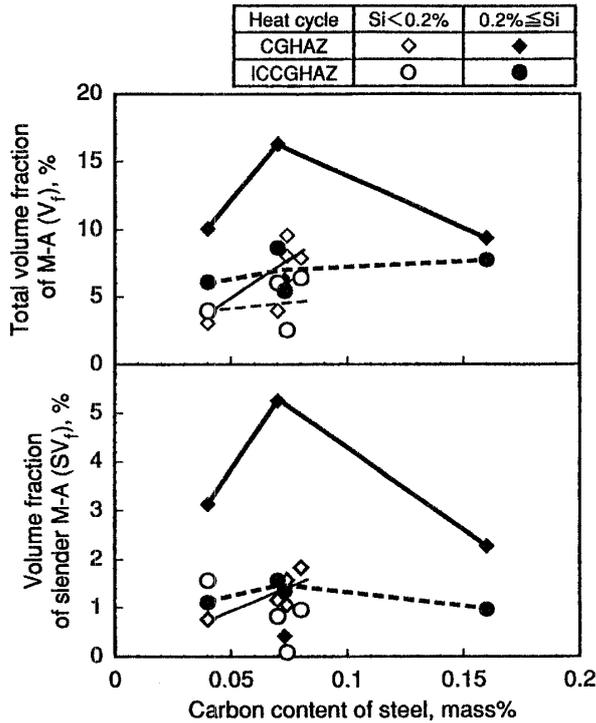


Fig. 4 Effect of carbon and silicon contents of steel on the following factors :
 Top ; M-A volume fraction (V_f)
 Bottom ; Slender M-A volume fraction (SV_f)

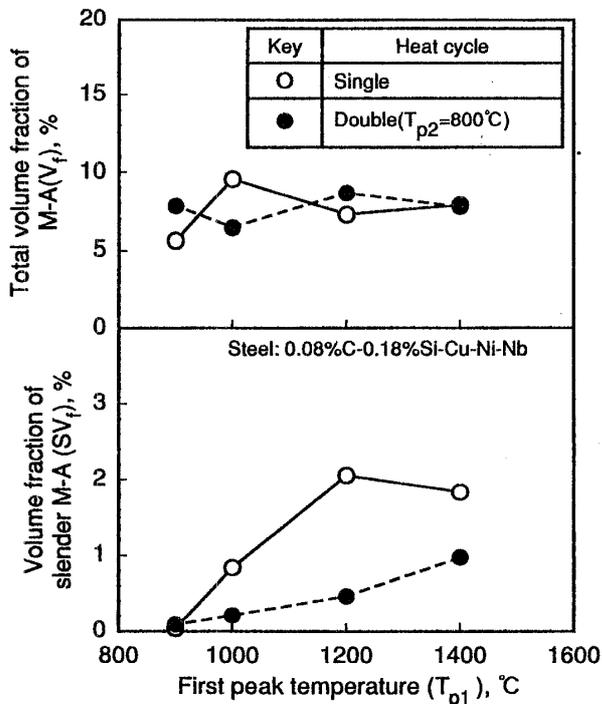


Fig. 5 Effect of peak temperature of first thermal cycle T_{p1} on the following factors :
 Top ; M-A volume fraction (V_f)
 Bottom ; Slender M-A volume fraction (SV_f)

S_i 量の少ない鋼の方が SV_f 値が小さくなっているが IC-CG-HAZ では S_i の影響がかなり小さい。すなわち, IC-CG-HAZ の M-A 粒子形態を鋼の C や S_i 量によって制御することが極めて困難であることが示された。

CG-HAZ で最高加熱温度 T_{p1} が低下すると, Fig. 5 に示すように SV_f 値は顕著に低下した。これは, CG-HAZ に生成する M-A 粒子は, ウイドマンステッテン状組織のラス間に生成するため細長くなりやすいが, T_{p1} の低下に伴ってウイドマンステッテン組織の生成が抑制されるためである。この傾向は IC-CG-HAZ では緩和するものの受け継がれており, 前組織である CG-HAZ の組織を制御することで IC-CG-HAZ の M-A 粒子形態を制御しうる可能性を示唆している。

3.2 形状因子の相互関係と粒子分布形態

3.2.1 M-A 体積率と Slender M-A 体積率の関係

Fig. 6 に数種の鋼における M-A 体積率 V_f と Slender M-A 体積率 SV_f の関係を示す。Slender M-A 体積率 SV_f は V_f の増大に伴って顕著に増大した。同一 V_f 値に対して CG-HAZ がわずかに高い SV_f 値を示す傾向はあるものの, M-A 体積率 V_f の Slender M-A 体積率 SV_f に与える影響は CG-HAZ と IC-CG-HAZ とともに同じである。

3.2.2 隣接指標 (Vicinity index)

Fig. 7 に示すように, M-A 粒子が同一寸法で同一アスペクト比の矩形形状をもち, 正方格子点にその重心が位置するように密に並んだと仮定すると, 粒子の近接度合は (1) 式で示す隣接指標 (以降 Vicinity index と表記する) で表

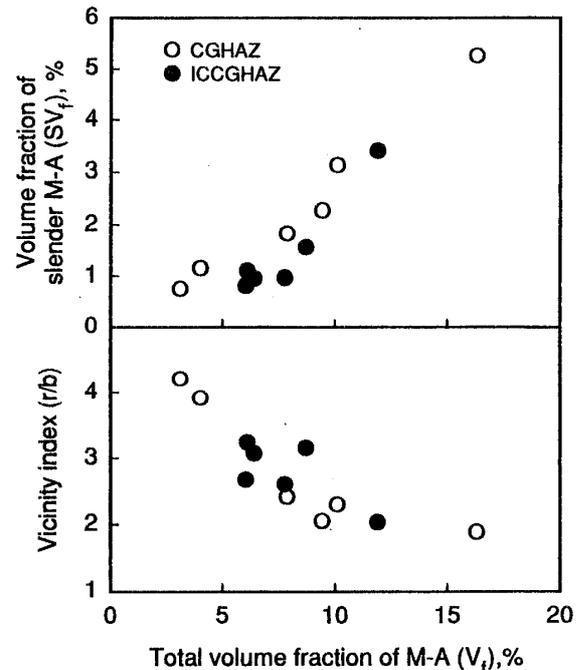
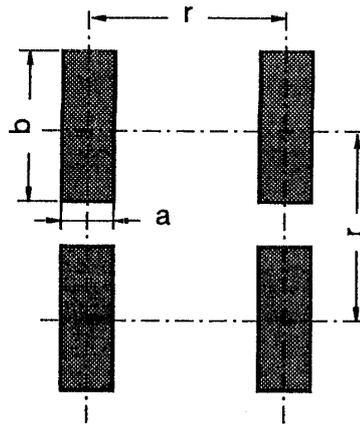


Fig. 6 Relationships of slender M-A volume fraction SV_f and vicinity index with M-A volume fraction V_f for several kinds of steels under $T_{p1}=1400^\circ\text{C}$.



$$Ra_{ave} = b / a$$

Vicinity index : r / b

Fig. 7 Definition of vicinity index ($= r/b$).

M-A particles of the same shape ($R_a = b/a$) are configured to lie on a regular lattice of r -wide spacing.

現できる。

$$\text{Vicinity index} \equiv \frac{r}{b} = \frac{1}{\sqrt{V_f} \cdot Ra_{ave}} \quad (1)$$

ここに、 Ra_{ave} は平均アスペクト比である。

Fig. 6 の下段には V_f と Vicinity index の関係を示す。 T_{p1} を 1400°C とした場合は、 V_f の増大に伴って SV_f 値は低下した。この変化は(1)式の定義から当然の結果であるが、M-A の体積率の変化に対して平均アスペクト比の変化が極めて小さいことを意味している。

4. 微視的き裂発生モデルに基づく LBZ 靱性に対する M-A 形態の影響考察

4.1 微視的き裂の観察結果

Fig. 8(a), (b) に 0.07%C-1.55%Mn 鋼の三点曲げ試験において疲労予き裂の先端近傍に発生した微視的き裂の例を示す。これらの微視的き裂は、全体破壊が起こらず除荷できた場合のように脆性き裂が進展を開始しない場合にのみ観察された。いいかえると、巨視的な脆性破壊が生じたときはその主き裂周りにはこのような微視的き裂はほとんど観察されなかった。この観察結果は、本実験の材料のような場合、母地には発生した脆性き裂を停止する能力がなく、微視的き裂の発生が LBZ の脆性破壊特性を決定していることを示している。

また、微視的き裂の発生形態は 2 種類に分類できた。ひとつは、Fig. 8(a) に示す A タイプと呼ぶ M-A 自体の破壊から発生したものと、もうひとつは Fig. 8(b) に示す B タイプと呼ぶ M-A と母地の界面から発生したものである。発生頻度は B タイプの方が圧倒的に多かった。この観察結果は、米田⁴⁾ や栗飯原⁵⁾ らの観察結果と一致している。ま

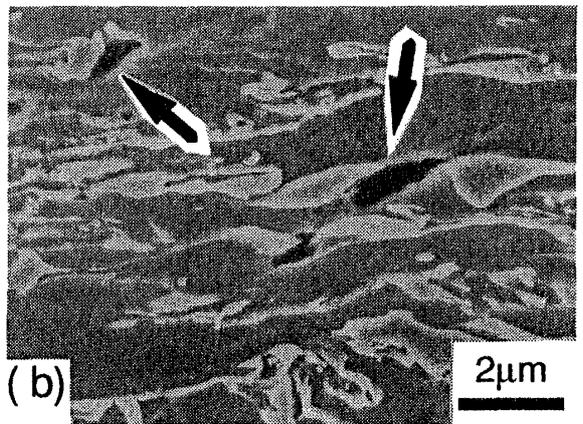
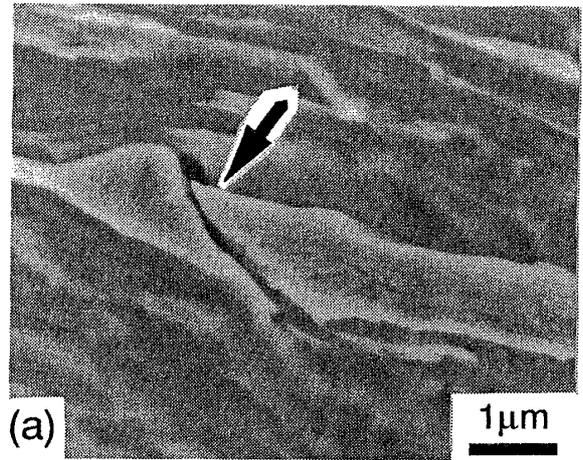


Fig. 8 Examples of microcracks around fatigue pre-crack.

- (a) Microcrack in M-A particle (Type A)
- (b) Microcrack at interface between M-A particle and matrix (Type B)

た、B タイプにおいては微視的き裂の発生箇所はほとんどすべて M-A の端部近傍であった。この発生箇所の特徴は、前報⁹⁾ の応力・ひずみ特性で指摘したように、LHZ と母地のひずみ差がもっとも高い箇所と良く一致しており、B タイプの発生率の高さは微視的き裂の発生が M-A と母地のひずみ差に強く支配されていることを示している。

4.2 M-A と母地の強度差

Table 2 は EPMA による M-A の C 濃度測定結果を示す。CG-HAZ と IC-CG-HAZ を問わず C 含有量が多い (0.16 mass% C) 鋼のほうが M-A の C 濃度は高い。また、IC-CG-HAZ のほうが CG-HAZ に比べて C 濃度が高く二相域

Table 2 Measured carbon content and estimated 0.2% proof stress ($\sigma_{0.2}$) for M-A particle.

| Steel (C mass%) | Heat cycle | | V _f (%) | C in M-A (mass%) | Estimation | | | Mis-matching ratio* |
|-----------------|-----------------|-----------------|--------------------|------------------|---------------------|--------------------------|-----------------------------|---------------------|
| | T _{p1} | T _{p2} | | | C in Matrix (mass%) | M-A $\sigma_{0.2}$ (MPa) | Matrix $\sigma_{0.2}$ (MPa) | |
| 0.07 | 1400 | | 4.0 | 0.34 | 0.059 | 1565 | 777 | 2.0 |
| | 1400 | 800 | 9.7 | 0.44 | 0.035 | 1735 | 630 | 2.8 |
| 0.16 | 1400 | | 9.4 | 0.48 | 0.127 | 1797 | 1055 | 1.7 |
| | 1400 | 800 | 6.0 | 0.70 | 0.126 | 2090 | 1052 | 2.0 |

* $\sigma_{0.2MA} / \sigma_{0.2matrix}$

加熱によってCがM-Aに濃化したことを示している。この測定値から杉本⁷⁾らによって(2)式で与えられている焼入れ材の0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ (MPa)とC濃度(mass%)の関係を用いて、M-Aの0.2%耐力を求めた。

$$\sigma_{0.2} = 2410 \text{ (MPa)} \cdot C^{0.4}, \quad (2)$$

M-Aの0.2%耐力と母地のそれとの比(すなわちM-Aの $\sigma_{0.2}$ 上昇率)は、実験範囲では1.7~2.8の範囲にあり、鋼の平均C濃度の増加により母地とM-Aの強度差は緩和される傾向を示した。この推定によると、CG-HAZに比べIC-CG-HAZの方が強度差が大きい。前報⁹⁾の解析では、局部的硬化部と母地の強度差が大きいほどLHZ内の応力が上昇し、LHZ/母地界面でのひずみ差も拡大をするためにき裂発生が促進されるという結果を得ており、Table 2に示したIC-CG-HAZの方が強度差が大きいということは、一般によく経験される現象であるCG-HAZに比してIC-CG-HAZが低い靱性を示すことの原因のひとつと考えられる。

4.3 M-A粒子形態のLBZ靱性への影響

4.3.1 M-A体積率(V_f)の影響

Fig. 9に V_f と T_{50J} の関係を示す。 V_f の増大とともに T_{50J} が上昇(靱性劣化)する大きな傾向にあるが、ある量の V_f (この場合は5~8%)で靱性劣化は最大となる挙動を示す。ただし、 T_{pl} を900~1200°Cの範囲で変化させた場合(\diamond , \blacklozenge)には、良好な T_{50J} 値を示すものもあり、 V_f では T_{50J} の挙動を統一的に整理できない。また、焼戻し効果をもつ第3サイクルによる450°Cの再加熱では、M-Aは分解して V_f 値が極めて小さくなった。

4.3.2 Slender M-A体積率(SV_f)の影響

Slender M-A体積率(SV_f)のLBZ靱性に対する影響

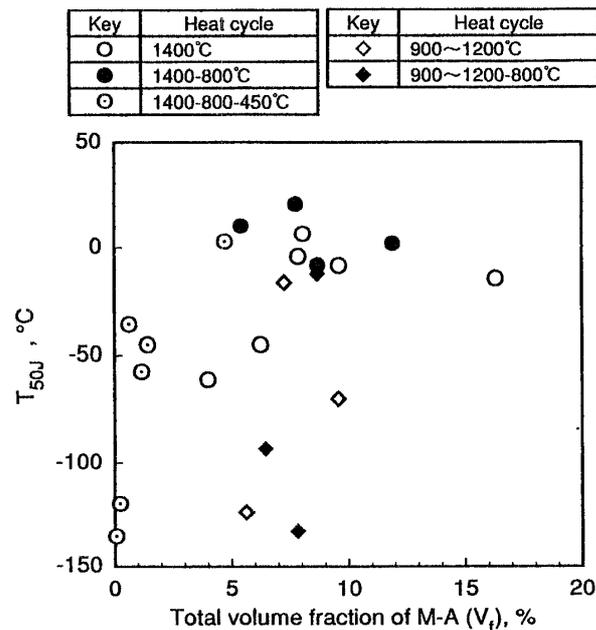


Fig. 9 Effect of total volume fraction of M-A (V_f) on LBZ toughness (T_{50J}).

を、化学組成が0.07% C-1.55% Mnの鋼について調べた結果をFig. 10に示す。微量の SV_f 領域で急激な靱性変化が認められるため、横軸を対数で整理した。CG-HAZとIC-CG-HAZおよび熱サイクルの違いによらず、 T_{50J} は $SV_f \leq$ 約1%までは SV_f の微量増加に対して急激な上昇挙動を呈しているが、それ以上の SV_f 領域では逆に T_{50J} は低下する傾向にある。

Fig. 11はFig. 10を V_f 量で区別してプロット仕直したもので、上段に T_{50J} を下段にVicinity indexを示す。 SV_f

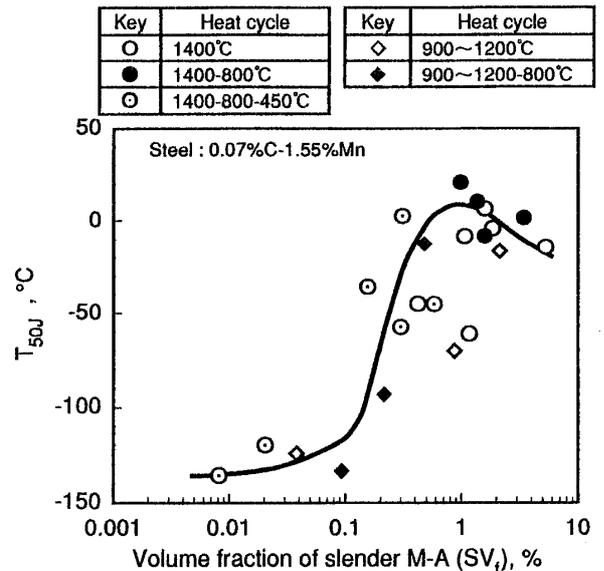


Fig. 10 Effect of volume fraction of slender M-A particle on LBZ toughness in terms of heat cycles.

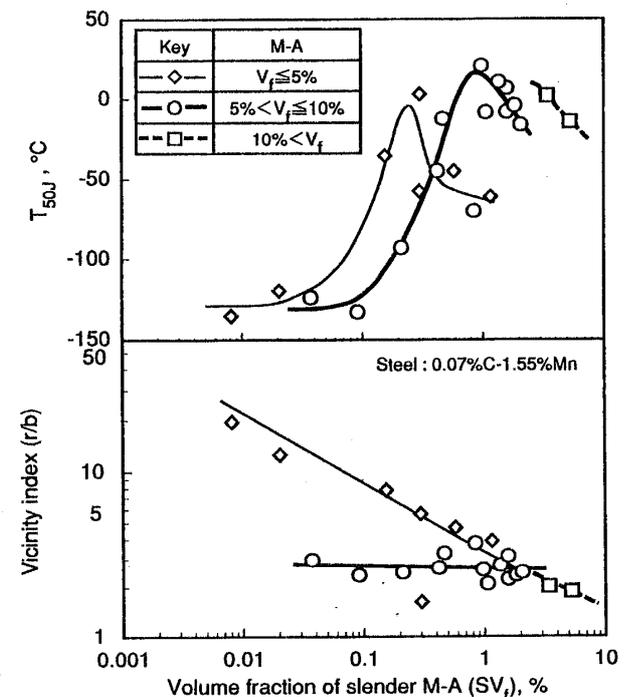


Fig. 11 Effect of volume fraction of slender M-A particle on LBZ toughness in terms of total volume fraction of M-A (V_f).

に対する T_{50f} の上述の挙動は、 V_f が小さい場合 ($V_f \leq 5\%$) でも大きい場合 ($V_f = 5 \sim 10\%$) でもみられ、明らかに M-A の総体積率の影響とは別に存在する挙動である。 $V_f \geq 10\%$ と M-A 体積率が非常に多くなっても T_{50f} はそれほど上昇していないのが注目される。また、 V_f の増加に伴って T_{50f} が最大値をとる SV_f 値は高い側に移動する傾向がある。

一方、 SV_f の増大とともに Vicinity index は減少する (すなわち M-A 粒子間が密になる) 特性を示している。 V_f の増大によっても Vicinity index は減少し M-A 粒子間隔は密になる。 SV_f 値が同じで V_f 値が大きいということは、塊状の M-A 粒子の絶対量が多いことを意味している。このような観点で LBZ 靱性に及ぼす M-A 粒子形態の影響をみると、同じ SV_f 値の組織では Vicinity index が大きく粒子間隔が広いほうが靱性は低い。すなわち細長い粒子の量は同一でも、塊状の M-A 粒子が多く、細長い粒子とともに密に分布している方が、塊状の粒子が少なく分散的に

分布している場合よりも靱性劣化が小さい。しかし、0.1% 以下の SV_f では Vicinity index の大小によらず極めて優れた靱性が得られている。 SV_f すなわち細長い M-A 量の増大にともなって靱性が劣化するという挙動は、高い破壊確率をもつ細長い LHZ の存在量が増大するため⁹⁾ であると説明できるが、同一 SV_f での靱性の違いを理解するには、近接効果を考慮した M-A 粒子相互間の影響を考える必要がある。

5. 近接効果に対する考察

5.1 解析モデル

M-A 粒子が接近してくると M-A 粒子の体積率が大きくなっても靱性劣化はそれほど大きくないという前章の実験結果について考察するために、M-A 粒子 (局部的硬化部) の近接効果を考慮に入れた硬化部周りの応力・ひずみ特性の解析を行なった。Fig. 12 に解析に用いた力学モデルを示す。解析モデルは前報⁹⁾ と同じく母地に局部的硬化部を分

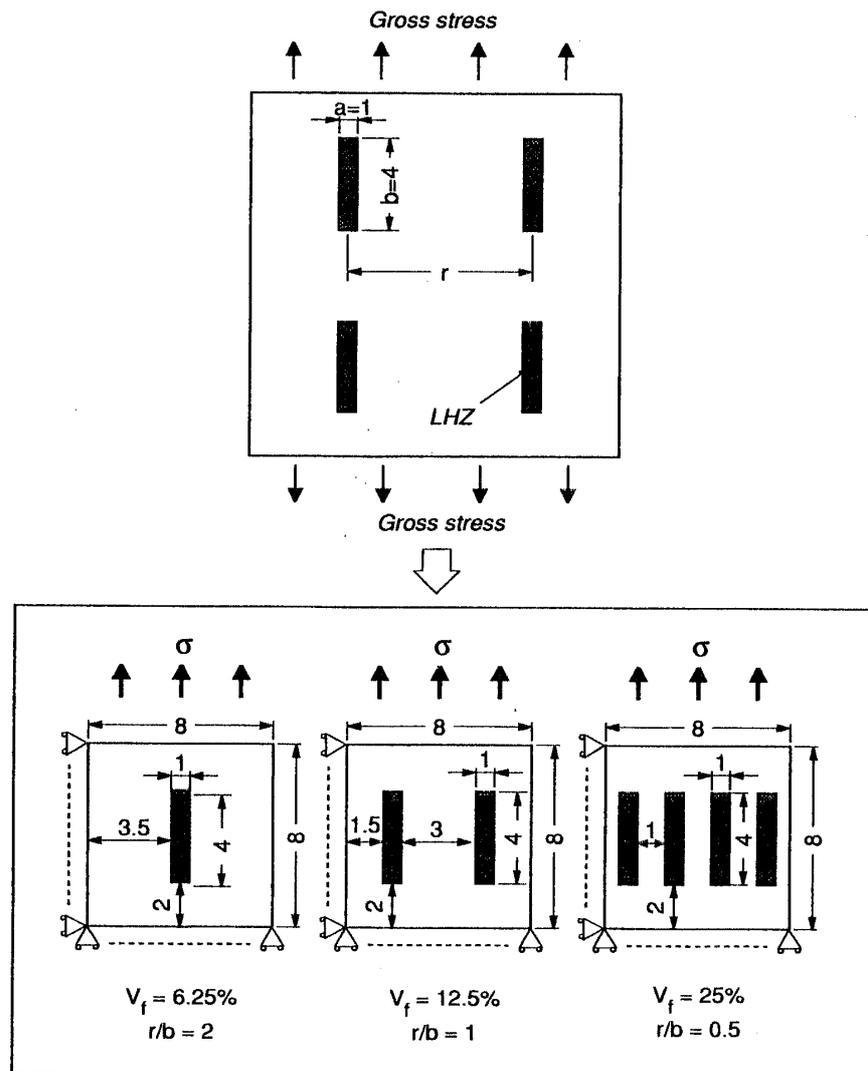


Fig. 12 Mechanical model including local hard zone (LHZ) used for analysis of vicinity effect of LHZ.

布させたもので、LHZのアスペクト比 $Ra (=b/a)$ を4として Vicinity index r/b が2, 1, 0.5と変化するように配置した。(このときM-A体積率 V_f はそれぞれ、6.25, 12.5, 25%となっている。)母地とLHZの降伏強さは前報と同様、それぞれ900 MPa, 1200 MPaと設定した。解析は、2次元FEMにより平面応力状態で行なった。

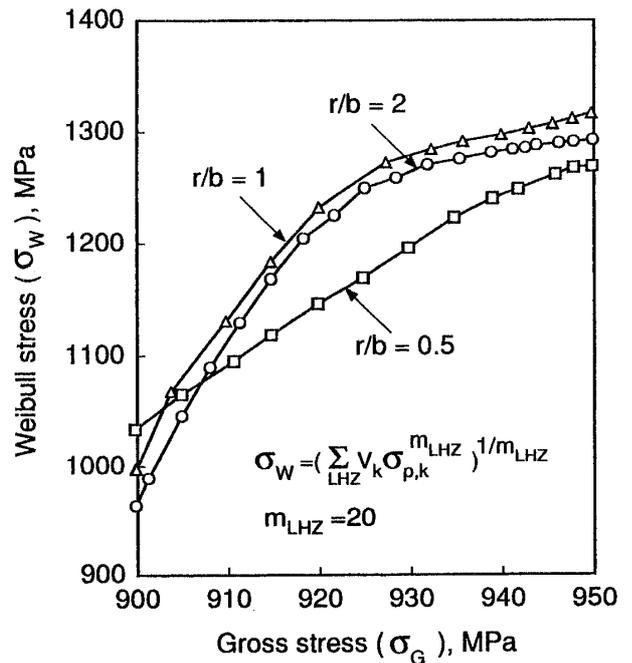
5.2 解析結果

Fig. 13(a), (b)に、それぞれ Vicinity index r/b を変化させたときのワイブル応力⁹⁾ σ_w とLHZ/母地の最大相当塑性ひずみ差 $(\Delta\bar{\epsilon}_p)_{\max}$ の変化を示す。グロス応力の上昇に伴ないワイブル応力は上昇するが、Vicinity indexの小さなものの方が大きなものよりも低い応力値を示している。一方、LHZ/母地のひずみ差 $(\Delta\bar{\epsilon}_p)_{\max}$ は Vicinity indexの影響を顕著に受け、ひずみ差は Vicinity indexの2から0.5へのわずかな変化に対しても著しく低下している。この解析結果はLHZが接近するとLHZ内部およびLHZ/母地界面でのき裂発生が抑制されることを示唆しており、Fig. 11で示したLBZの靱性挙動と極めてよく一致している。

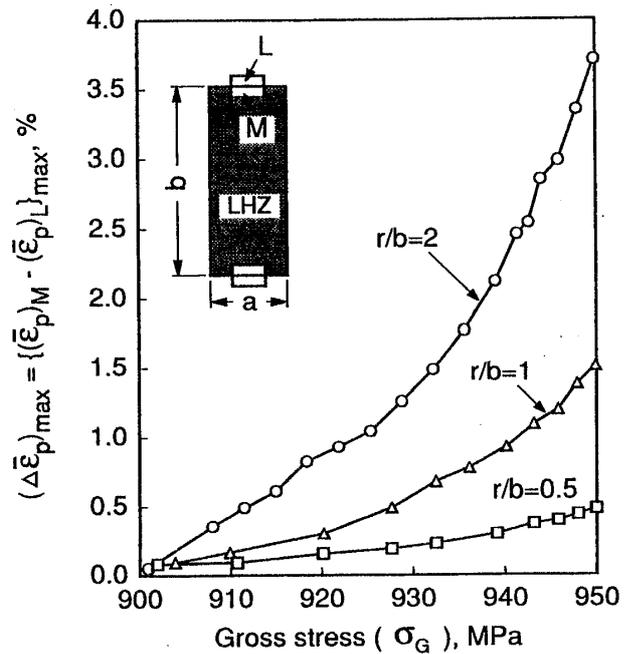
6. 結 論

鋼溶接熱影響部における局部的脆化部(LBZ)の靱性を支配する因子として、LBZ内に生成するM-A粒子の形態に注目し、それとLBZ靱性との関連性について検討した結果、以下の結論を得た。

- (1) LBZの靱性はM-Aの体積率のみでは決定されない。
- (2) 本実験で供した高強度鋼溶接熱影響部に生じるLBZでは、小変形時の脆性破壊においても停留き裂が観察されず、母地に主き裂を停止する能力がないことが示された。すなわち、LBZの脆性破壊は母地の靱性よりも微視的き裂の発生に強く支配されると仮定できる。
- (3) LBZの靱性は、Slender M-A体積率(SV_f)で定義したアスペクト比が4以上の細長いM-Aの体積率によって統一的に整理され、 SV_f の微少増加に対して急激な遷移的靱性劣化を示したが、 SV_f がある値(本実験に供した鋼では SV_f = 約1%)以上となると靱性の劣化が改善される傾向にあった。
- (4) M-A粒子の増加は一般にLBZの靱性劣化を助長するが、M-A粒子がある程度以上多くなると、靱性劣化が抑制された。これは、M-A粒子(局部的硬化部、LHZ)の存在量が増すと粒子相互間の間隔が狭くなり、近接効果によってLHZ内の応力およびLHZ/母地間のひずみ差が小さくなってLHZ近傍でき裂が発生しにくくなることによる。
- (5) 鋼溶接熱影響部の靱性改善のためのLBZ靱性の改善には、細長いM-A粒子を減量させるために総M-



(a) Gross stress vs. Weibull stress



(b) Gross stress vs. maximum strain-difference between LHZ and matrix

Fig. 13 Influence of vicinity index r/b on stress intensity in LHZ and strain-difference between LHZ and matrix.

A粒子量を減少することが効果的であるが、さらにその粒子形態をアスペクト比が小さくかつその分布が密となるように制御することによってもLBZ靱性の改善がはかれる。

References

- 1) Uchino, K., Ohno, Y., Aihara, S., Haze, T. et al., "Development of 50 kgf/mm² Class Steel for Offshore Structural Use with Superior HAZ Critical CTOD", Proc. 5th Int. Conf. OMAE, Tokyo, Vol. 2, 373-380(1986).
- 2) Nakano, Y., Amano K., Kudo, J. and Kobayashi, E., "Preheat-and PWHT-Free 150 mm Thick API 2W Grade 60 Steel Plate for Offshore Structures", Proc. 7th Int. Conf. OMAE, Houston, Vol. 3, 89-94(1988).
- 3) Kawabata, F., Amano, K., Toyoda, M., and Minami, F., "Tempering Effect by Succeeding Weld Passes on Multi-Layered HAZ Toughness", Proc. 10th Int. Conf. OMAE, Stavanger, Vol. 3-A, 73-80 (1991).
- 4) 米田理史：HT 80 鋼の溶接部の靱性に及ぼす島状マルテンサイト組織の影響に関する研究，大阪大学提出学位論文，(1985).
- 5) Aihara, S. and Haze, T., "Influence of High-Carbon Martensitic Island on Crack-Tip Opening Displacement Values of Weld Heat Affected Zone in HSLA Steels, Proc. TMS Annual Meeting, Phenix, A88-14(1988).
- 6) Minami, F., Toyoda, M., Kawabata, F., and Amano, K., "Stress/Strain Behavior of Material Including Local Hard (High-Strength) Zone", Proc. 11th Int. Conf. OMAE, Calgary, Vol. 3-B, 459-467(1992).
- 7) 杉本公一, 坂本庸晃, 福里俊郎, 宮川大海：1.4% Mn マルテンサイト鋼の引張変形過程とひずみ硬化特性, 鉄と鋼, 70, 1712-1718(1984).
- 8) 南二三吉, 荊洪陽, 豊田政男, 川端文丸, 天野虔一：鋼溶接熱影響部靱性に果たす局部的硬化部まわりの応力・ひずみ特性の役割, 日本造船学会論文集, 第171号, 7-15(1992).
- 9) 西村富隆：鋼の焼きもどし特性におよぼす S_i の影響, 技術解説, 熱処理, 20 巻 7 号, 342-348(1980).
- 10) 井川 博, 大重広明, 田上豊明：高張力鋼溶接熱影響部に生成される島状組織に関する研究, 溶接学会誌, 49, 467-472(1980).