

Cu 含有低合金鋼の溶接熱影響部の靱性に及ぼす Mn, Si および Cu の影響

Effect of Mn, Si and Cu Content on Toughness of Cu-contained Low Alloy Steel



本間 祐太*
Yuta Honma



佐々木 元*
Gen Sasaki



博士(工学) 橋 邦彦*
Dr. Kunihiko Hashi



博士(工学) 南 二三吉**
Dr. Fumiyoshi Minami

要 旨

石油・天然ガスの採掘に用いられる海洋構造物用 Cu 含有低合金鋼 (ASTM A707 L5 Mod. 鋼) は、高強度に加え、破壊事故防止の観点から高い靱性が要求されている。母材は二相域焼入れ (L 処理) の適用により強度 - 靱性バランスが飛躍的に改善し、良好な機械的特性を有する長尺鍛鋼品が製造できることが明らかとなっている。その一方で厳しい低温靱性は溶接継手にも要求されており、本鋼の溶接継手において必ずしも安定的に確保できているとは言えない。そこで本研究では、本鋼の溶接継手、特に溶接熱影響部 (HAZ) の靱性を向上するために、HAZ 組織における靱性支配因子の明確化、ならびに HAZ 靱性に及ぼす Mn, Si および Cu の影響を明らかにすることを目的とした。

多層溶接継手の HAZ 組織を再現するため、昇温および冷却を模擬した熱サイクルを付与した試験材を用い、詳細な組織評価および Crack Tip Opening Displacement (CTOD) 試験を実施した。これらの試験結果より、本鋼の HAZ は溶接熱による粗粒化に加えて、二相域加熱温度で生成した島状マルテンサイト (M-A) が硬質相として存在することで、靱性が顕著に低下することが明らかとなり、HAZ の靱性支配因子は M-A と推定された。Cu 含有量は M-A 析出量と相関がなく、Cu は靱性低下に寄与しないことが確認された。また、Mn や Si 含有量と M-A 析出量は相関があり、これらの元素の低減により M-A 析出量が抑制された。さらに、Mn 量および Si 量を低減し、M-A 析出を抑制した試験材は CTOD 特性が向上したことから、合金元素の最適化により本鋼の HAZ 靱性を改善できることが明らかとなった。

— Synopsis —

Copper-contained low alloy steel based on ASTM A707 5L grade is widely used for structural parts of offshore wells. Applications of the steel for Ultra-deepwater development require excellent low temperature toughness from the viewpoint of marine accident prevention. However it is difficult to stably obtain good weld joint toughness because the welding condition is inevitably scattering. With those backgrounds, this paper focuses on metallurgical factors controlling the HAZ toughness of A707 modified steel. Potential factors affecting toughness reduction are the grain size, M-A and precipitates. A challenge is demonstrated to improve the HAZ toughness by optimizing the Mn, Si and Cu contents.

In this study, we researched crack tip opening displacement (CTOD) property and observed microstructure for various weld heat cycle specimens. Toughness was remarkably decreased for inter-critical coarse grain (ICCG) HAZ due to the precipitating martensite-austenite constituent (M-A) in local brittle zones (LBZ). The results indicated the importance of suppressing the formation of M-A in order to improve toughness in the HAZ of the steel. Thereby, we challenged the optimization of chemical composition for HAZ toughness improvement. Copper had no bad influence on the HAZ toughness. It was demonstrated that the HAZ toughness is recovered by good use of Cu precipitates in SC cycle. Moreover, the area fraction of M-A is decreased in keeping with Mn and Si contents, which leads to the improvement of the ICCG HAZ toughness.

*: 室蘭製作所 室蘭研究所
Muroran Research Laboratory, Muroran Plant

** : 大阪大学 接合科学研究所
Joining and Welding Research Institute, Osaka University

1. 緒 言

石油・天然ガスはエネルギーの中心として、世界の一次エネルギーの約6割を占めており⁽¹⁾、世界人口と新興国のエネルギー消費量の増加とともに、今後も石油・天然ガスの需要は増加傾向と予想されている。これらの開発は陸地から海洋へ移行し、近年の海洋資源開発は大陸棚より大水深で Tension Leg Platform (TLP) や Floating Production, Storage and Offloading System (FPSO) を利用した採掘が主流になりつつある。さらに最近では 5,000 ft (約 1,500 m) 以深の超大深水の開発に向けた取り組みが行われている⁽²⁾。一方、一度海洋事故が発生すると、周辺環境に与える悪影響が甚大であるため、気象・海象条件(極地、大水深)が厳しい開発エリアの構造物の設計基準は高いレベルとなっている。それにとともに、海水中での引張荷重下で使用される海洋構造物用部材には、安全性確保の観点から、溶接継手も含めて破壊靱性に対する要求値が厳しくなっている。

これら海洋構造物用鋼の多くは、溶接されて組み立てられることから、溶接性も考慮した成分系となっている。海洋構造物として広く用いられる ASTM A707 Grade L5 鋼(Cu 含有低合金鋼)⁽³⁾も溶接性の確保のために、低い炭素当量(C_{eq})と溶接割れ感受性組成(P_{cm})が規定されている。我々はこれまで本鋼を対象とした調査を行い、二相域焼入れ(Lamellarizing:L)処理の適用により強度-靱性バランスが向上することを明らかにしてきた^{(4), (5)}。

一方で、溶接熱影響部(Heat affected zone : HAZ)ではL処理の効果がキャンセルされ、靱性が低下するため、現状では 80 ksi 級の本鋼の溶接継手、特に HAZ で安定的な破壊靱性が得られているとは言い難い。厚肉鍛鋼品のような多層溶接された継手では、溶接熱サイクルが多重に作用するために HAZ は複雑な組織形態を呈し、局所脆化部(Local brittle zone : LBZ)が存在する^{(6), (7)}。この要因として結晶粒の粗大化(Corse grain HAZ : CGHAZ-約 1623K の熱サイクルを受けた領域)^{(8), (9)}、島状マルテンサイト(Martensite-Austenite constituent: M-A)などの硬質相の析出(Inter-critical CGHAZ:ICCGHAZ-後続の熱サイクルで A_{C1} 点と A_{C3} 点の二相温度域に再加熱される領域)^{(10), (11)}および析出物による時効硬化(Sub-critical CGHAZ : SCCGHAZ-後続の熱サイクルの最高到達温度が A_{C1} 点以下の領域)⁽¹²⁾が挙げられる。一般的に ICCGHAZ が最も靱性劣化が著しいことが報告されているが、Cu を 1.3 mass% も含有している本鋼種においては、Cu 析出物による時効硬化も靱性に影響し、SCCGHAZ の靱性低下も懸念される。

そこで本研究では、本鋼の HAZ の靱性を支配する組織因子の明確化、さらにはその靱性支配因子に及ぼ

す合金元素(Cu、Mn および Si)の影響を詳細に検討し、本鋼の HAZ 靱性の改善を試みた。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料

供試材は ASTM A707 Gr. L5 改良鋼を基本組成とし、Cu、Mn および Si 含有量を変動させた鋼である。表 1 に供試材の化学組成を示す。本実験では、真空誘導溶解(Vacuum Induction Melting: VIM)で溶製した 50 kg 小型試験鋼塊を用いて、鍛造および調質熱処理(焼入れ-二相域焼入れ-焼戻し)を施した。HAZ の靱性支配因子の明確化には標準材である A 鋼を、靱性に及ぼす Cu 含有量の影響の検証には A、B および C 鋼を、Mn および Si 含有量の影響の検証には A および D から G 鋼を適用した。

表 1 供試材の化学組成 (mass%)

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo	Others
A	0.03	0.35	1.40	2.15	0.71	1.27	0.44	Al, Nb
B	0.03	0.36	1.40	2.15	0.71	0.10	0.45	Al, Nb
C	0.03	0.35	1.40	2.15	0.71	0.61	0.45	Al, Nb
D	0.03	0.35	0.42	2.15	0.72	1.24	0.45	Al, Nb
E	0.03	0.35	0.80	2.15	0.70	1.25	0.45	Al, Nb
F	0.03	0.10	1.42	2.15	0.70	1.25	0.45	Al, Nb
G	0.03	0.10	0.41	2.16	0.71	1.26	0.45	Al, Nb

2.2 再現熱サイクル試験

多層溶接継手の HAZ は、溶接時の熱履歴を多重に受けているため、各領域の組織を明確に判別すること、さらにはその局所的な部位を評価することは極めて難しい。そこで本調査では、溶接時の熱サイクルを再現した熱履歴を鋼に付与することで様々な HAZ 組織を作製し、靱性支配因子および各合金元素の影響の明確化を試みた。

適用した熱サイクルの温度履歴の模式図を図 1 に示す。CGHAZ 組織は、最高加熱温度(T_1) 1623 K の単一熱サイクルを付与することで作製した。ICCGHAZ 組織は、1 段目で CGHAZ 組織を作製した後、2 段目の熱サイクルの最高加熱温度(T_2) を 1053 K とすることで作製した。さらにその後の SC (Sub-critical) サイクルによる靱性改善効果(テンパービード法)の有無および Cu 析出物の影響を確認するため、ICCGHAZ 組織を作製した試験材に、最高加熱温度(T_3) を 773 K とした 3 段目の熱サイクルを付与した SC-ICCGHAZ 組織も作製した。

なお、SCサイクルの T_3 は、Cu析出物の時効硬化のピークが723～823 Kであることを考慮して773 Kとした。これら熱サイクルの冷却は、溶接入熱量が約3.5 kJ/mmのSAWを模擬し、1073～773 Kの冷却時間を50 sとした。

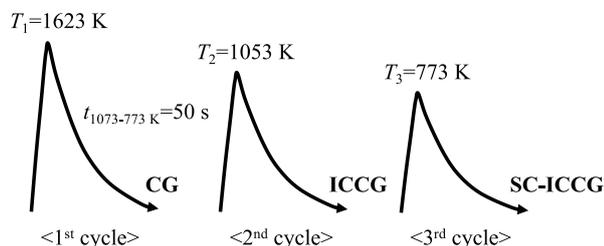


図1 再現熱サイクル条件

2.3 実験方法

ミクロ組織観察は、M-Aの存在を確認するために、鏡面研磨面をレペラーエッチング液⁽¹³⁾にて腐食し、走査型電子顕微鏡(SEM)により観察した。M-Aの面積率および形状は、倍率2,000倍で観察したSEM像を5視野用意し、二値化処理後の画像解析により測定した。なお二値化処理のみでは粒界が除去できないため、粒界をマスキングすることで除去した後、画像解析を実施した。またM-A中の元素の濃化およびマトリクス中のCu析出物の析出状況を確認するため、透過型電子顕微鏡(TEM)に付属しているエネルギー分散型X線分光器(EDS)を用い、マップ分析を行った。

Crack Tip Opening Displacement (CTOD) 試験片は厚さ $B=10$ mm、幅 $W=10$ mmの $B \times B$ 型の三点曲げ試験片を用いた。CTOD試験は、ISO 15653:2010に従って試験温度253 Kで実施した。また、CTOD試験結果はクリップゲージの開口量から算出されるCTOD値に加えて、試験後の破面の安定き裂進展量が3種類に区別される。 δ_c は安定き裂進展量が0.2 mm以下で不安定き裂進展が発生したもの、 δ_u は安定き裂進展量が0.2 mm以上で、かつ最大荷重点以下で不安定き裂進展が発生した場合、 δ_m は最大荷重点まで不安定き裂進展が発生しなかった場合を示す。

M-Aの硬さならびにM-Aとマトリクスの硬さの差は、HAZ靱性を議論する上で非常に重要な情報となる。そこでナノインデンテーション試験機を用い、微小押込み硬さ試験を行った。測定は、圧子をバーコピッチ式(三角錐形)とし、荷重を 3.0×10^{-3} Nとした。測定間隔 $4 \mu\text{m}$ 、測定数100点で格子状に打点した測定結果を基に、微小押込み硬さの分布および標準偏差にてバラつきを評価した。測定前後にSEMを用いた組織観察を行い、測定点と組織の位置関係も確認した。

3. 実験結果と考察

3.1 HAZ靱性を支配する金属組織因子

A鋼を用いたCGHAZ, ICCGHAZおよびSC-ICCGHAZ材のCTOD試験結果を図2に示す。Critical CTOD値(3本中の最低CTOD値)はCGHAZの0.13 mmに対して、ICCGHAZでは0.007 mmとなり、ICサイクルが付与された粗粒部においてCTOD値が極端に低下した。一方で、ICCGHAZにSCサイクルを付与したSC-ICCGHAZは、Critical CTOD値が0.09 mmとなり、靱性が回復する傾向を示した。本結果よりICCGHAZ組織では、靱性の低下に関与する組織因子が存在することが示唆される。そこで、これら試験材のレペラーエッチング後のサンプルを用いて組織観察を行った。各SEM像を図3に示す。SEM像中の白いコントラストの相がM-Aである。いずれのサンプルもM-Aは生成しているが、その生成量は大きく異なり、最も靱性が高かったCGHAZは明らかにM-Aの生成量が少なかった。一方で、ICCGHAZとSC-ICCGHAZのCTOD特性に違いがあったにも関わらず、CGHAZほどの違いは認められず、M-A生成量

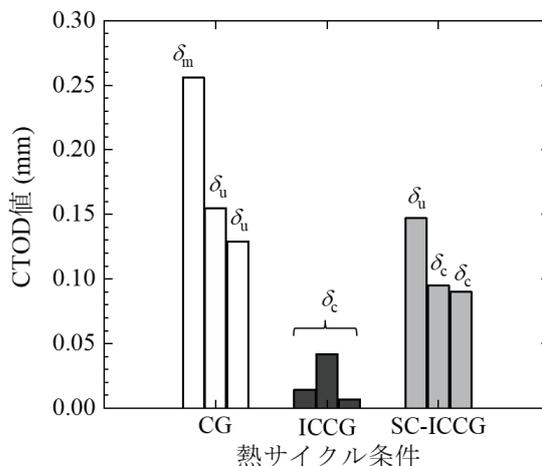


図2 A鋼の各HAZ材のCTOD試験結果(試験温度:253 K)

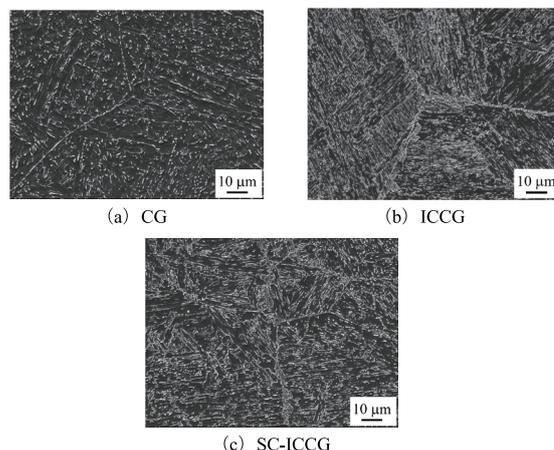


図3 A鋼の各HAZ材のレペラーエッチング後のSEM像

はわずかに低下する程度であった。ICCGHAZ材とSC-ICCGHAZ材の違いを明確にするために、微小押込み試験を実施した。微小押込み硬さ分布を図4に、平均、最大硬さおよび標準偏差を表2に示す。本図には参考としてCGHAZ材の結果も示した。微小押込み硬さの範囲はCGHAZで3.4～5.4 GPa、ICCGHAZで3.2～7.2 GPaおよびSC-ICCGHAZで3.6～6.4 GPaとなった。またICCGHAZの標準偏差は、その他と比較して明らかに大きかった。さらにICCGHAZ材では硬さが5.5 GPa以上となる硬質相が多く存在していたが、SEM観察より、この硬質相がM-Aであることを確認している。一方SC-ICCGHAZ材では、この硬質相はわずかに存在している程度であった。したがって、ICCGHAZでは、硬質相であるM-Aが靱性を大きく低下させており、その後のSCサイクルの付与によりM-A自身の硬さの低下および分解が起こることにより、靱性が回復したと推測される。

上述した結果より、本鋼のHAZ靱性を支配する金属組織因子として硬質相であるM-Aが挙げられ、粗粒となったCGHAZにICサイクルが付与されることで、M-Aの生成量が増加し、HAZ靱性が低下することが明らかとなった。さらにその後のSCサイクルの付与により、M-Aの硬さの低下および分解が起こるため、HAZ靱性が回復することも確認された。

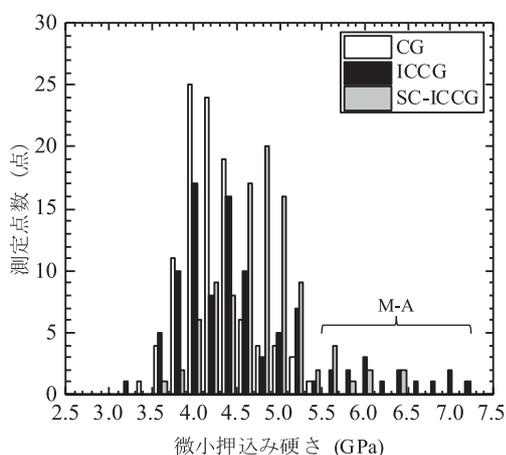


図4 A鋼の各HAZ材の微小押込み硬さ分布

表2 A鋼の各HAZ材の微小押込み硬さ試験結果と標準偏差

	微小押込み硬さ (GPa)		標準偏差
	平均	最大	
CG	4.2	5.4	0.38
ICCG	4.2	7.2	0.89
SC-ICCG	4.7	6.4	0.59

3.2 HAZ靱性に及ぼすCu含有量の影響

上述したように、本鋼のHAZ靱性はM-Aが支配的であることが明らかとなった。一方で、Cu含有鋼特有のCu析出物はHAZの靱性にどのような影響があるか不明である。一般的に時効によるCuの析出はマトリクスの強度を増加させ、靱性は低下することが知られている⁽³⁾。したがって、HAZ靱性に及ぼすCu含有量の影響を明確にするためには、熱サイクル過程での靱性支配因子であるM-A生成に加えてCuがマトリクス中に析出するか否か、Cuが析出した場合には、それがHAZ靱性に影響を及ぼすか否かを確認する必要がある。そこで、Cu含有量を変動させた供試材を用いて、再現熱サイクル後の靱性および金属組織や析出物の調査を行った。

まず、Cu含有量とCTOD特性の関係を明らかにするため、A鋼とB鋼のICCGHAZおよびSC-ICCGHAZ材のCTOD試験を行った。結果を図5に示す。ICCGHAZ材では両者のCTOD値は低いレベルでほぼ同等であったが、SC-ICCGHAZ材ではCTOD特性が異なった。Cu含有量1.27 mass%のA鋼では靱性の回復が認められたものの、Cu含有量0.10 mass%のB鋼では、ほぼ靱性の回復は認められなかった。本結果より、CuはICCGHAZ材の靱性には影響しないが、SC-ICCGHAZ材の靱性には良い効果を有することが明らかとなった。

次に、ICCGHAZの靱性に及ぼすCuの影響を明確にするために、M-A生成とその硬さについて調査した。

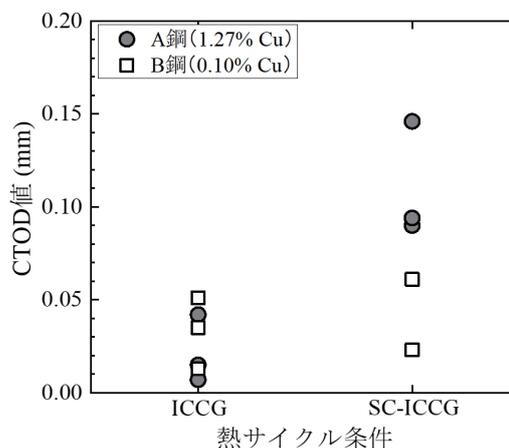
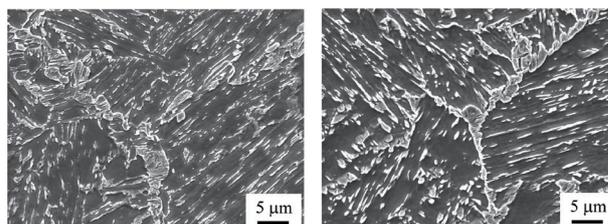


図5 A鋼とB鋼の各HAZ材のCTOD試験結果(試験温度:253 K)



(a) A鋼 (Cu: 1.27 mass%) (b) B鋼 (Cu: 0.10 mass%)

図6 A鋼とB鋼のICCGHAZ材のレパラーエッチング後のSEM像

レペラーエッチング後のA鋼とB鋼のICCGHAZ材のSEM像を図6に、M-A面積率とCu含有量の関係を図7に示す。若干バラつきはあるが、Cu含有量に対しM-Aの面積率は、ほぼ横ばいとなっており、Cu含有量はM-Aの生成量と相関はなかった。またM-Aは、その生成量に加えてM-A自体の硬さ(マトリクスと硬質相の

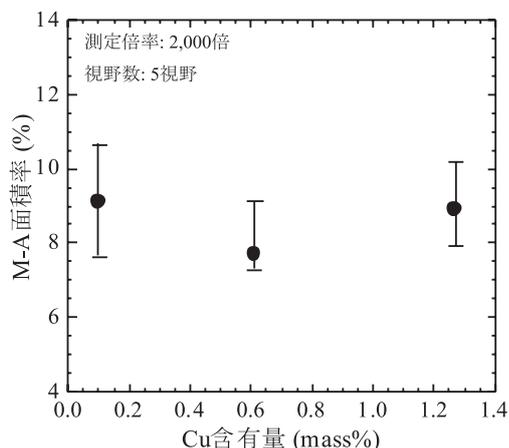


図7 ICCGHAZ材のM-A面積率とCu含有量の関係

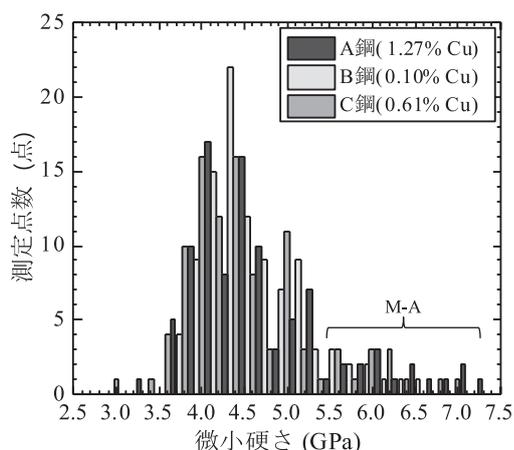


図8 A, B および C 鋼のICCGHAZ材の微小押し込み硬さ分布

強度差)も靱性を左右する重要な因子となるため、微小押し込み硬さ試験を行った。A鋼、B鋼およびC鋼の硬さ分布を図8に示す。5.5 GPa以上の領域がM-Aに相当する硬さとなる。Cu含有量の異なるA鋼、B鋼およびC鋼ともにM-Aの硬さは、ほぼ同等であり、M-A自体の硬さに及ぼすCu含有量の影響は小さいと考えられる。これらの調査からも、ICCGHAZ材の靱性低下に及ぼすCuの悪影響は極めて小さいと考えられる。

さらに、SC-ICCGHAZ材の靱性回復に及ぼすCuの影響について微小押し込み硬さとCuの析出状況から検討した。上述したようにSCサイクルによるM-A生成量の変化は少ないが、その硬さは変化していた。そこで、各材料のSC-ICCGHAZ材の微小押し込み硬さ試験結果から得られた最大硬さ(M-A)とマトリクスの平均硬さ、それらの差および標準偏差を表3に示す。なお、参考のため同表にはCritical CTOD値も示した。最大硬さはA鋼とB鋼でほぼ同等であったが、マトリクスの平均硬さは異なり、Cu含有量の多いA鋼の方がマトリクスの硬さが高かった。一般的にマトリクスの硬さと靱性はトレードオフの関係があり、強度-靱性バランスの観点から考えると、A鋼の方が靱性に対しては不利になる。しかし、本調査から得られたCTOD特性は、表3に示したように逆の傾向となった。これは、M-Aのような硬質相が関与する靱性の低下が、マトリクス自体の靱性に加えて、硬質相とマトリクスの強度差にも起因するためと考えられる。マトリクスと硬質相に大きな強度差が存在すると破壊時のひずみとその界面に集積し、そこに微視き裂が発生することが報告されている⁽¹⁴⁾。そこで、表3に示した最大硬さからマトリクスの平均硬さを減じた値に着目すると、靱性が良好なA鋼では、B鋼と比較してM-Aとマトリクスの強度差の低減が認められた。A鋼におけるマトリクスの硬さの上昇は、SCサイクルによるCuの析出が影響し

表3 A鋼とB鋼のSC-ICCGHAZ材の微小押し込み硬さ試験結果

	Cu含有量 (mass%)	微小押し込み硬さ (GPa)			標準偏差	Critical CTOD値 (mm)
		平均(マトリクス)	最大	最大-平均		
A鋼	1.27	4.7	6.4	1.7	0.59	0.09
B鋼	0.10	4.2	6.2	2.0	0.57	0.02

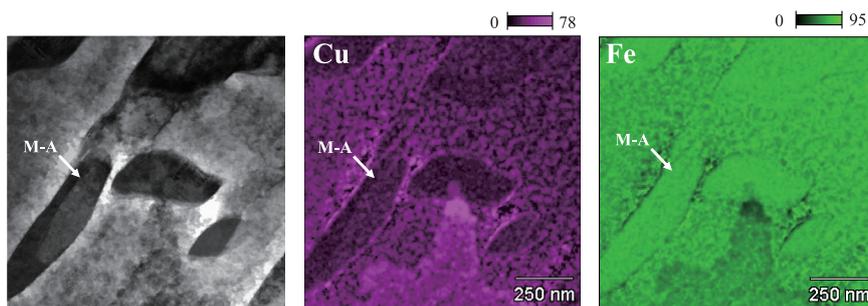


図9 A鋼のSC-ICCGHAZ材のTEM-EDS分析結果(Cuマップ)

たとえられた。そこでCuの析出有無を確認するため、A鋼のSC-ICCGHAZ材を用いてTEM-EDSマップ分析を行った。結果を図9に示す。本結果から明らかなようにCuがマトリクス中に析出していたことから、このCuがマトリクスの平均硬さを増加させたと考えられる。

これらの結果から考えられる各熱サイクル段階におけるM-AおよびCuの析出のイメージ図を図10に示す。なお、イメージ図中のM-Aの色の濃淡は硬さの違いを示している。ICCGサイクルの段階では、旧 γ 粒界およびラス・ブロック境界にM-Aが生成する。このM-Aは硬質相であるため、マトリクスと強度差を有し、これが主要因となり、靱性の顕著な低下を引き起こす。Cu含有量とM-A生成量に相関が無かったことから、ICCGHAZ材の靱性低下はCu含有量に依存しないと考えられる。一方で、Cuを含有する鋼種では、SCサイクルによるマトリクスの硬さの増加が認められた。図9に示したSC-ICCGHAZ材のTEM-EDS分析結果より、マトリクス中のCuの析出が認められたことから、SCサイクル時に析出したCuが、マトリクス自体の強度を増加させると推定される。さらにSCサイクルによるM-A自体の強度の低下および分解も相まって、マトリクスとM-Aの強度差が低減し、靱性は回復する。B鋼のようなCuフリー鋼には、SCサイクルによるマトリクスの強度増加は認められないため、Cu含有鋼特有の現象と考えられる。

上述した結果より、本鋼に含有されている1.25 mass%程度のCuは、HAZ靱性の低下には寄与せず、SCサイクル付与(テンパービード法)による靱性の向上の役割を担うことが明らかとなった。

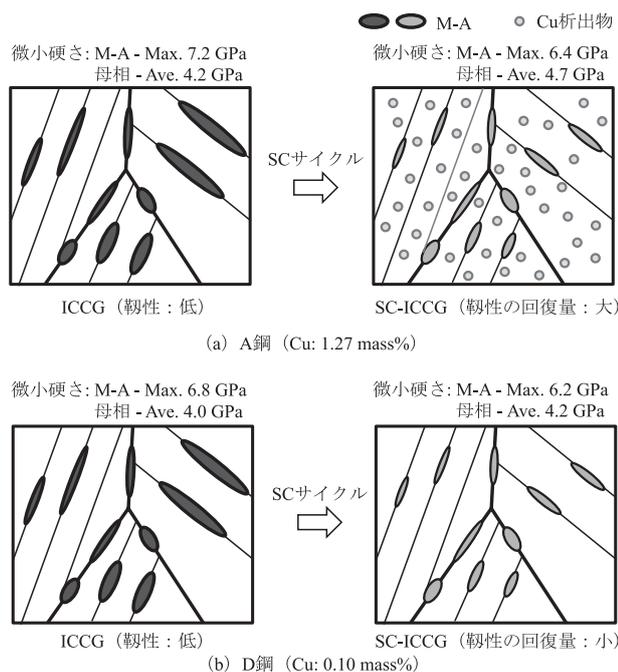


図10 各熱サイクル段階におけるM-AおよびCuの分散状態のイメージ図

3.3 HAZ靱性に及ぼすMnおよびSi含有量の影響

本鋼種ではCuの作用により、SCサイクルで靱性を確保できることが明らかとなったが、実溶接施工を考慮すると、熱影響部へのSCサイクルの付与はビードの重ね合わせ方法や溶接入熱条件の制限を受けるため、溶接効率が低下する。したがって、溶接効率の向上のためには、本鋼のICCGHAZの靱性を改善すること、つまりはICCGHAZ組織において靱性支配因子のM-A生成を抑制する必要がある。一般的に、M-Aの生成量はC含有量に支配される⁽¹⁵⁾ため、Cを低減することで靱性が改善できると考えられるが、本鋼のC含有量は既に0.03 mass%であり、厚肉鍛鋼品の製造上、これ以上の低減は難しい。そこで本研究では、低C-Mn鋼の圧延鋼板などでM-Aの生成抑制に効果のあると言われているMnやSi含有量の低減⁽¹²⁾に着目し、Cu含有低合金鋼でも同様の効果を得ることができると否かを、MnおよびSi含有量を変動させた供試材を用いて検証した。

供試材(A, D, FおよびG鋼)は最も低靱性のICCGHAZのみを対象とした。レペラーエッチング後のSEM像を図11に示す。標準材であるA鋼(1.40Mn-0.35Si)に対して、Mn含有量を0.4 mass%まで低減したD鋼ではM-Aの生成量が顕著に減少した。さらに、Si含有量を0.10 mass%まで低減したF鋼もM-A生成量が減少した。一方で、Mn含有量が0.4 mass%でSi含有量が異なるD鋼とG鋼のM-A生成量は、ほぼ同等であった。より定量的に評価するため、各SEM像からM-A面積率を測定した。M-A面積率とMnおよびSi含有量の関係を図12に示す。まずMn含有量に着目すると、Mn含有量の減少に伴いM-Aの面積率が顕著に低下していることがわかる。特に、Mn含有量0.8 mass%以下の場合に抑制効果が大きい。次にSi量に着目すると、

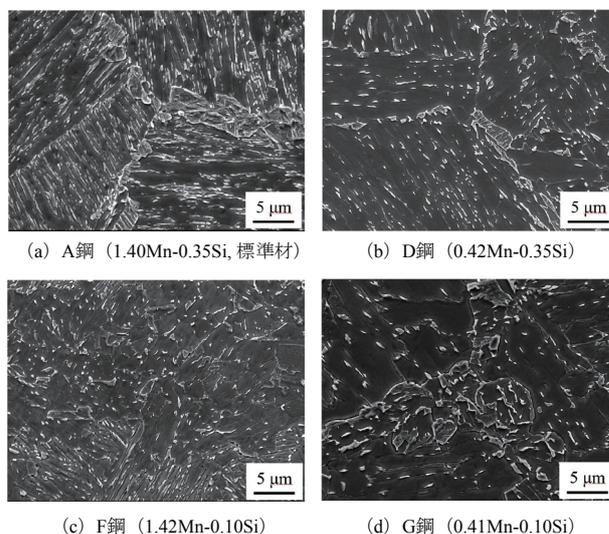


図11 A, D, FおよびG鋼のICCGHAZ材のレペラーエッチング後のSEM像

Mn含有量1.4 mass%ではSi量の低減によりM-A面積率は低下した。一方で、Mn含有量0.4 mass%ではSi含有量によらずM-Aの面積率は3%程度となり、Mn含有量によってM-Aの生成量に及ぼすSiの影響が異なった。この傾向の違いは、鋼中のC含有量が影響すると考えられる。本鋼にはCが0.03 mass%含有されており、このC量に対してM-Aの生成量は概ね3%前後まで低減できることを示していると推察される。図9に示した標準材であるA鋼のTEM-EDS分析結果のMnとSiマップを図13に示す。M-A中にはMnやSiが濃化しており、M-Aを形成するこれらの元素を低減させたことで、M-Aの生成が抑制されたと考えられる。したがって、M-A生成量の下限はC含有量によって決まるものの、Cu含有低合金鋼であってもMnおよびSi含有量を低減することでM-Aの生成が抑制できることが示された。

M-A生成量を抑制したD鋼とF鋼のICCGHAZ材のCTOD試験結果を図14に示す。M-A面積率が3.5%であるD鋼では、3本中3本で最大荷重点まで到達し、脆性破壊は発生しなかった。また、M-A面積率が5.8%のF鋼では、3本中2本で最大荷重点まで到達した。いずれの結果もM-A面積率が8.9%のA鋼と比較すると、CTOD特性の改善効果が得られた。したがって、MnおよびSi含有量の低減によりM-Aの生成が抑制され、その結果としてICCGHAZの靱性を向上できることが示された。

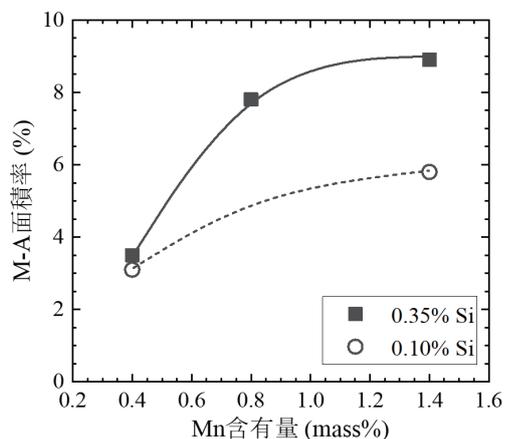


図12 M-A面積率とMnおよびSi含有量の関係

ここで問題となるのが、F鋼では3本中1本で δ_c となり脆性破壊が発生したことである。平均およびCritical CTOD値とM-A面積率の関係を図15に示すように、M-A面積率の減少に伴い、平均CTOD値は単調に増加した。しかし、Critical CTOD値はM-A面積率5.8%のF鋼において、M-A面積率減少による靱性改善効果がほぼ認められず、平均CTOD値に対してCritical CTOD値が低いことがわかる。一般的にCTOD特性は、Critical CTOD値が重要視されるため、HAZ靱性の安定的な確保のためには、この要因を明確にする必要がある。

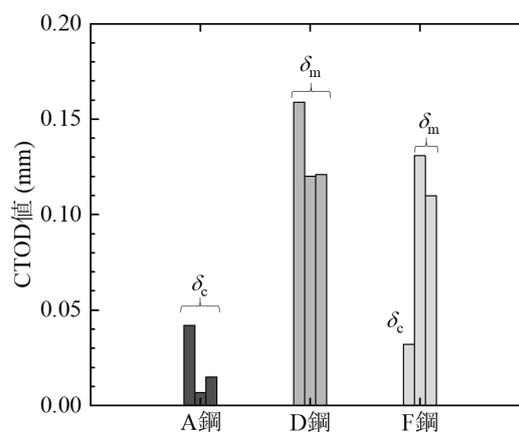


図14 A, DおよびF鋼のICCGHAZ材のCTOD試験結果 (試験温度: 253 K)

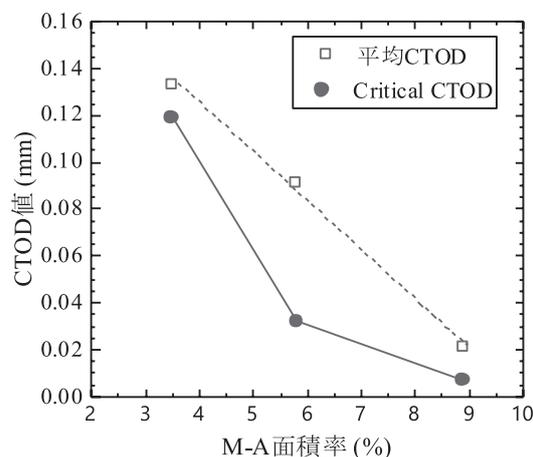


図15 平均およびCritical CTOD値とM-A面積率の関係

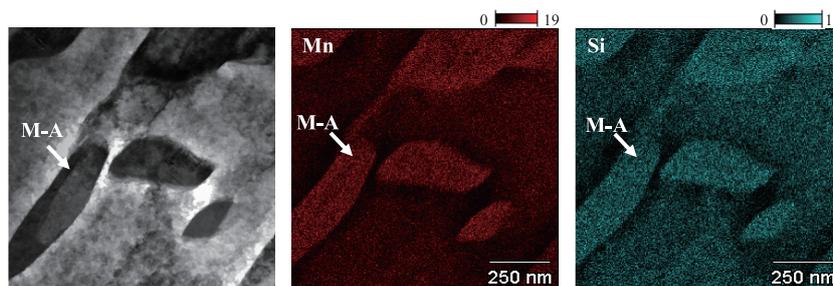


図13 A鋼のSC-ICCGHAZ材のTEM-EDS分析結果 (MnおよびSiマップ)

る。そこで、我々はM-Aの形状に着目した。D鋼とF鋼のM-Aのアスペクト比分布を図16に示す。M-Aはそれ自身の硬さおよび生成量の他に、その形状も材料の靱性に大きく影響することが知られている。川端らは、アスペクト比4.0以上のSlender M-Aの体積率の増加に伴い、靱性が低下することを報告しており、これはM-Aの形状がSlenderとなるとM-A周囲の応力場が異なり、グロス応力が増加するためと結論付けている⁽¹⁴⁾。本図でもアスペクト比が4.0以上のM-AをSlender M-Aと定義し、その割合およびM-Aの最大長さをまとめた結果を表4に示す。F鋼ではD鋼と比較してSlender M-Aの割合が高かったことから、このSlender M-Aの存在がF鋼におけるCritical CTOD値の低下の要因となったと考えられる。Slender M-Aの生成は、M-A生成サイト(旧 γ 粒界やラス境界)での元素の濃化が影響していると考えられる。Slender M-Aの割合が低いD鋼では生成サイトのMnの偏析量が少ないため、M-Aの軸方向への成長が抑制されたと考えられるが、この点については、今後も詳細なメカニズムを検討していく予定である。

上述した結果より、Cu含有低合金鋼において、MnおよびSi含有量の低減により、M-Aの生成を抑制することができた。それにより、ICCGHAZの靱性を向上させることができた。今回の研究結果を基に、MnとSiの含有量を最適化することで、溶接継手を含めより安定的に靱性を確保し、かつ溶接効率に優れた海洋構造物用厚肉鍛鋼品の製造が可能となる。

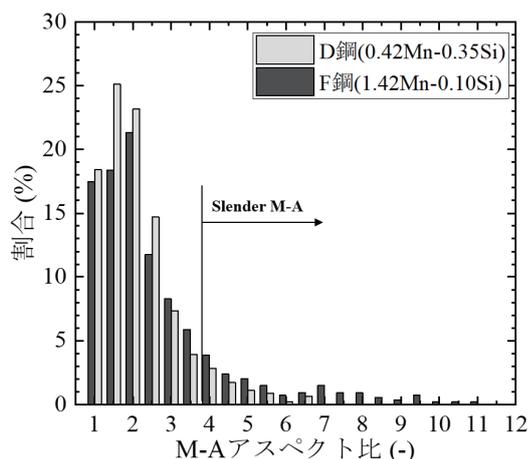


図16 D鋼およびF鋼のM-Aのアスペクト比分布

4. 結 言

本研究により以下の結果を得た。

- (1) Cu含有低合金鋼の溶接熱影響部の靱性支配因子はM-Aと推定された。またM-Aが多く存在するICCGHAZでは、靱性の明らかな低下が認められた。
- (2) M-Aの微小押し込み硬さは5.5 GPa以上であり、マトリクスと比較すると極めて硬度が高いことがあきらかとなった。この硬さの違いが靱性を低下させる要因と考えられる。
- (3) CuはM-Aの生成量およびその硬さには影響しなかった。またSCサイクルにより、マトリクス中に析出することが明らかとなった。本研究よりCu含有量1.25 mass%程度であれば、Cu含有によるHAZ靱性の低下は認められず、逆にテンパーヒード(SCサイクル)による靱性の向上に寄与することが明らかとなった。
- (4) MnおよびSi含有量を低減することで、M-A生成を抑制できた。さらに本鋼種のC含有量では、M-A面積率は約3.0%が下限と見積もられた。
- (5) ICCGHAZのM-A生成を抑制したMnおよびSi含有量低減材ではCTOD特性が改善した。一方で、CTOD特性の安定的な確保のためには、M-Aの形状を塊状とすることも重要であった。

参 考 文 献

- (1) International Energy Agency: Energy Balance 2014
- (2) J. S. Marcoux, J. Legras: "Deepwater Evolution of Technology Impact on Risers and Frowlines Design of the FPSO Mooring", OTC 2014, OTC-25165-MS, (2014), p. 946
- (3) Martin A. Walsh, Stephen Price: "The Chemistry Modifications to ASTM A707 for Offshore Structural Integrity", Steel Forgings Second Volume, ASTM STP1259, (1997), p.196
- (4) 本間, 鶴野, 佐々木, 橋, 杉本, 木村: "二相域焼入れによる海洋構造物用Cu含有低合金鋼の機械的特性の改善", 日本製鋼所技報, Vol. 67, (2016), p.25
- (5) 本間, 佐々木, 橋: "Cu含有低合金鋼の材料特性に及ぼす二相域焼入れ温度およびC量の影響", 日本製鋼所技報, Vol. 68, (2017), p. 65

表4 D鋼およびF鋼のM-A測定結果のまとめとCTOD値の比較

	Mn含有量 (mass%)	Si含有量 (mass%)	M-A面積率 (%)	全M-A中の Slender M-A割合 (%)	M-Aの 最大長さ (μm)	CTOD値 (mm)	
						平均	Critical
D鋼	0.42	0.35	3.5	7.3	5.4	0.13	0.12
F鋼	1.42	0.10	5.8	16.9	7.8	0.09	0.03

- (6) F. Minami, M. Ohata, M. Toyoda, K. Arimochi, S. Suzuki, K. Bessyo, C. Thaulow and M. Hauge: "Prediction of Specimen Geometry Effect on Fracture Resistance of HAZ-Notched Welds by the Local Approach", GKSS Research Center Publications, (1997), p. 319
- (7) 中尾 嘉邦, 大重 広明, 野井 伸悟 and 西 泰彦: "高張力鋼多層溶接熱影響部の靱性分布", 溶接学会論文集, Vol. 3 (1985) No. 4, p.773
- (8) Y. J. Kim and J. W. Prince: J. Eng. Mater. Technol., "Temper-Bead Heat-Affected Zone Properties in A516-70 Steel", Vol. 109 (1987) No. 2, p. 157
- (9) K. Ikeuchi, J. Liao, H. Tanabe and F. Matsuda: "Effect of Temper-Bead Thermal Cycle on Toughness of Weld ICGHAZ of Low Alloy Steel SQV-2A", ISIJ Inter., Vol. 35 (1995) No. 10, p. 1203
- (10) O. M. Akselesen, O. Grong and J. K. Solberg: "Structure-Property Relationships in Intercritical Heat Affected Zone of Low-Carbon Microalloyed Steels", Mater. Sci. Technol., Vol. 3 (1987) No. 8, p. 649
- (11) C. L. Davis and J. E. King: "Cleavage Initiation in intercritically Reheated Coarse-Grained Heat-Affected Zone: Part I. Fractographic Evidence", Metall. Trans. A., Vol. 25A (1994) No. 3, p. 563
- (12) 土師 利昭, 粟飯原 周二, 内野 耕一, 川島 善樹果, 富田 幸男, 千々岩 力男: "溶接熱影響部靱性の優れた海洋構造物用鋼板", 製鉄研究, Vol. 326 (1987), p. 36
- (13) F. S. Lepera: "Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel", Journal of Metals, Vol. 32 (1980), p. 38
- (14) 川端 文丸, 天野 虔一, 板倉 教次, 南 二三吉, 荊 洪陽, 豊田 政男: "鋼溶接熱影響部靱性に及ぼす局部硬化部の形態効果", 日本造船学会論文集, Vol. 173 (1993), p. 349
- (15) 平井 征夫: "高張力鋼の M-A Constituent (島状マルテンサイト) とじん性" 溶接学会誌, Vol. 50 (1981) No. 1, p. 37