

寒冷地仕様大入熱溶接用YP390 MPa級鋼の開発

中島孝一¹⁾ 長谷和邦¹⁾ 遠藤 茂²⁾
 衛藤太紀³⁾ 深井英明³⁾

1. 緒 言

近年、輸送効率向上の観点から、船舶の大型化が進んでおり、一般商船に用いられる船体構造用E級鋼(母材靱性-40℃仕様、継手靱性-20℃仕様)では、降伏点(YP: yield point)が460 MPa級までの厚鋼板が実用化されている⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾。一方、溶接構造物の使用環境はより厳しくなる傾向にあり、アラスカや北極圏などの低温地域でのエネルギー開発が進められている。そこで、これら寒冷地仕様に対応するため低温靱性に優れた高強度鋼の開発が求められている。

低温仕様の船体構造用鋼(F級鋼:母材靱性-60℃仕様、継手靱性-40℃仕様)は、YP390 MPa級鋼までが開発・実用化されている。このような厚肉鋼板においては、高能率溶接の観点から、溶接入熱量を大きくして1パスでの溶接施工を行う大入熱溶接(エレクトロガスアーク溶接)が指向されるが、低温仕様のF級鋼では、溶接熱影響部(HAZ: heat affected zone)の低温靱性を保証するため、溶接入熱量が小さい炭酸ガスアーク溶接による多層盛溶接法が適用されてきた。大入熱溶接では、HAZ組織の粗大化による継手靱性低下およびHAZ軟化領域の拡大による継手強度の低下が起こる。継手強度を確保するためには、HAZ軟化部の硬度上昇が有効な手段であるが、HAZ硬さの上昇は同時にHAZ靱性の低下を招く。そのため、継手靱性と継手強度を両立する大入熱溶接用YP390F級鋼はこれまで実用化に至らなかった。

著者らは、高度なマイクロアロイング技術を駆使することで、母材の高強度化と低温仕様継手特性はもとより、現場での溶接施工性を飛躍的に向上させた世界初となる大入熱溶接用YP390F級鋼を開発した。本稿では、開発鋼の特徴ならびにその鋼板および溶接継手の性能について紹介する。

2. 開発課題

鋼材を溶接すると、溶接熱影響部(HAZ)が形成される。

* JFE スチール株式会社 スチール研究所鋼材研究部; 1)主任研究員 2)部長 3)西日本製鉄所鋼材商品技術部:主任部員
 Development of YP390 MPa Grade Steel Plate with Superior Low Temperature Toughness for Large Heat Input Welding; Koichi Nakashima, Kazukuni Hase, Shigeru Endo, Taiki Eto and Hideaki Fukai (JFE Steel Corporation)
 2013年10月30日受理[doi:10.2320/materia.53.26]

HAZには、最高到達温度により、旧オーステナイト(γ)粒が粗大化して靱性が低下する粗粒域や Ac_3 点直上に加熱される軟化域が形成される。粗粒域では靱性が低く継手靱性を低下させ、軟化域は継手強度を低下させる。大入熱溶接の場合は、高温域の滞留時間が長くなって、組織が粗大化し靱性低下が助長される(図1①のHAZ粗粒域)。さらに、大入熱溶接ではHAZ軟化部の強度低下も顕著であり(図1②のHAZ軟化域)、継手強度が低下する。したがって、低温靱性仕様の高強度鋼で大入熱溶接を可能にするには、HAZ靱性の確保とHAZ軟化の抑制を両立することが必要となる。本課題に対して、硬質第2相であるMA(martensite-austenite constituent)の分散状態を最適化した。すなわち、粗粒域ではHAZ靱性を低下するMAを低減させ、軟化域ではMAを積極的に分散させてHAZの硬化を図った(図1)。

3. 開発技術

図2にHAZ組織制御のコンセプトを示す。E級鋼のHAZ靱性向上については、当社は「JFE EWEL®」⁽¹⁾⁽²⁾技術を開発し、TiNによる高温での γ 粒成長抑制、およびBNやCa系硫化物を核生成サイトにした旧 γ 粒内での $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態促進によってHAZ組織の微細化を図った。さらに、更なるHAZ靱性向上のため、ベイナイト変態時に生成するMA

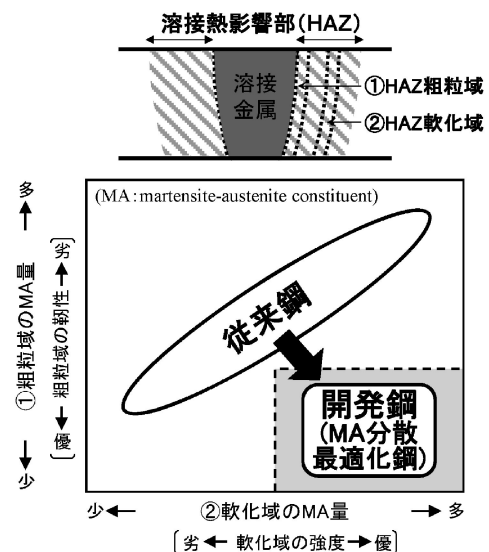


図1 大入熱溶接用YP390F級鋼の開発課題。

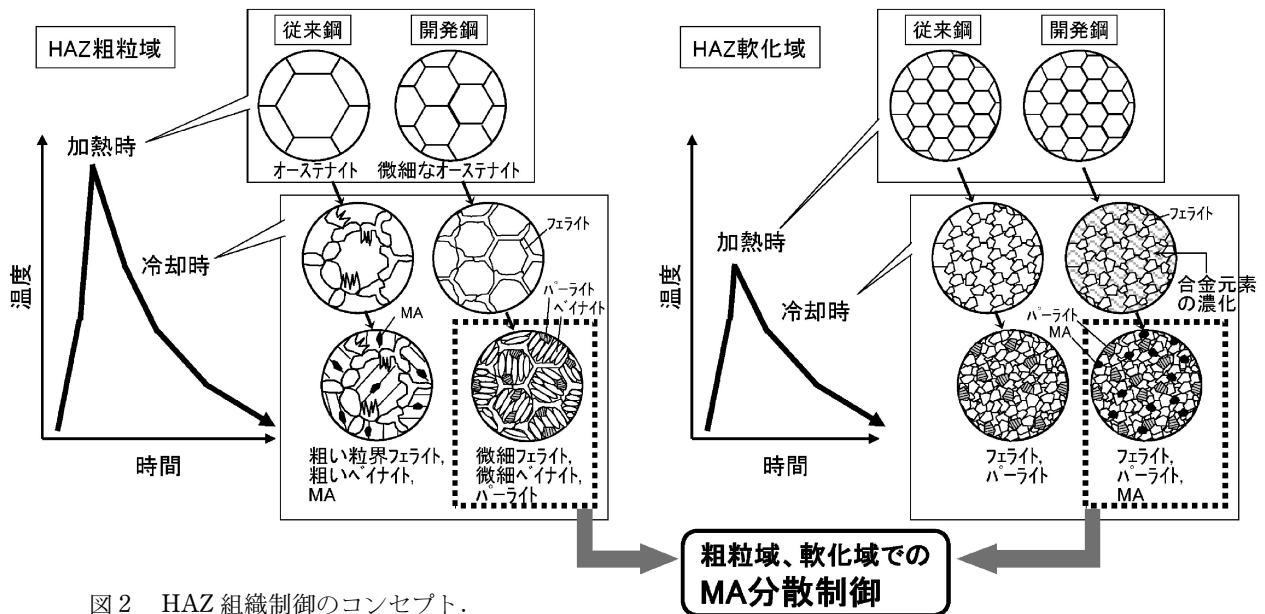


図2 HAZ組織制御のコンセプト.

に着目し、上記の母相組織制御に加えて、第2相制御を図った。HAZ粗粒域のMA生成はSi量に依存し、多層盛溶接について低Si化によりMA量が低減することが報告されており⁽⁶⁾、本開発鋼における大入熱1パス溶接についても低温靱性に対するMA低減効果を確認した。ただし、単に、HAZ中のMA低減を図った場合、HAZ軟化域では硬度低下が助長され継手強度が確保できなくなる。そこで、HAZ粗粒域ではMAを低減して靱性を向上させつつ、HAZ軟化域ではMAを増加することにより軟化を抑制して継手強度を向上する成分系の検討を行った。

このような相反する特性を達成するために、低温・高歪速度条件下にて固溶軟化現象を示し、低温靱性を向上させる作用を有する元素に着目して検討した結果、Mn-Cu-Niバランスが重要であることが分かった。これらの元素の添加量を最適化することにより、HAZ軟化域でのMA分散を促進するとともにHAZ粗粒域の靱性低下を避けることができる。

粗粒域では、旧 γ 粒界上にフェライトが生成し、その後、旧 γ 粒内でベイナイト変態が進行するのに対して、軟化域では拡散型のフェライト変態が主体となるため、 γ への合金元素分配がし易くMA生成が促進されたと考えている。図3にHAZ粗粒域と軟化域についての継手マイクロ組織の一例を示しており所望のHAZ組織が得られている。すなわち、従来鋼ではHAZ軟化域でCが濃縮した相はパーライト分解しているのに対し、開発鋼ではMAとなっており、軟化域の硬さの上昇に寄与している。以上の手法により、継手-40℃低温靱性と継手引張強度を両立することが可能となった。

4. 開発鋼の特性

(1) 母材の特性

開発したHAZ組織制御の考え方にに基づき、大入熱溶接用YP390F級鋼を実機製造した。鋼板はTMCP(Thermo-Mechanical Control Process)プロセスでYP390F級鋼の母材規格を満足する最適条件を導出し、板厚50mmの鋼板に仕

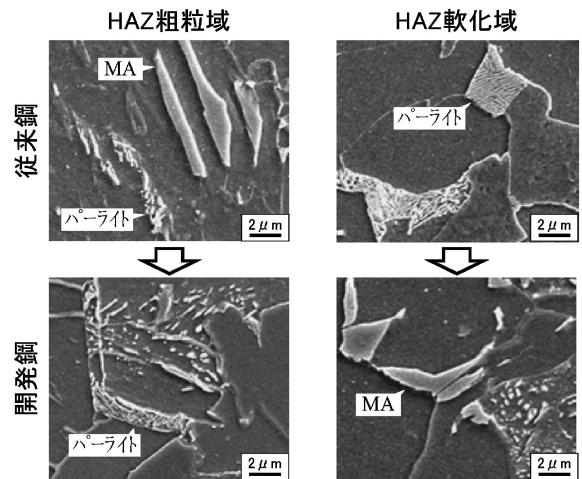


図3 開発鋼のHAZ組織.

上げた。表1に開発鋼の化学組成を示す。大入熱溶接における継手強度と継手低温靱性を両立するためにSiなど種々の合金元素添加量を最適化し、さらに予熱フリー溶接を可能にするために低 P_{cm} 設計を適用した。表2に鋼板の引張試験結果およびシャルピー衝撃試験結果を示す。母材特性は、引張特性、衝撃特性ともにYP390F級鋼として十分な値である。

(2) 溶接性

耐低温割れ性に関して、JIS Z 3158に準拠し、0℃および室温20℃-湿度60%の雰囲気調整した恒温恒湿室中で、それぞれ鋼板温度0℃、25℃で溶接入熱17kJ/cmでy形溶接割れ試験を行った。試験溶接条件および試験結果を表3に示す。いずれの条件においても表面割れ、断面割れおよびルート割れが発生しておらず、低 P_{cm} 設計により優れた耐低温割れ性を有している。

溶接熱影響部最高硬度に関して、JIS Z 3101に準拠し、HAZの最高硬度試験を行った。試験片は板厚50mm(全厚)とし、ビード長を10mmから125mmと変化させ、さらにアークストライク条件での試験も実施した。図4に、ビード

表1 開発鋼の化学成分.

板厚 (mm)	化学成分 (mass%)								
	C	Si	Mn	Nb	Ti	Others	Ceq*1	Pcm*2	
YP390F	50	0.05	0.06	1.56	0.01	0.01	Cu, Ni, Ca, B etc.	0.38	0.16

*1 $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$

*2 $P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$

表2 開発鋼の機械的特性.

降伏点 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	vE ₋₆₀ (J)
476	567	26	334

表3 y形溶接割れ試験条件および結果.

板厚 (mm)	雰囲気	予熱 温度 (°C)	溶接条件				割れ率 (%)		
			溶接材料	電流 (A)	電圧 (V)	速度 (cm/min)	表面 割れ	断面 割れ	ルート 割れ
50	0°C- 60%	0	DW-55L (1.2 mmφ) (Kobe Steel, Ltd.)	200	25	17.6	0	0	0
							0	0	0
	0	0					0		
	0	0					0		
20°C- 60%	25	0	0	0					
		0	0	0					

長とHAZの最高硬さの関係を示す. いずれの条件でもHAZの最高硬さは350ポイント以下であり顕著な硬化は起こっていない. 開発鋼は, 日本鋼船工作法精度標準 (JSQS: Japan Shipbuilding Quality Standard) で規定された予熱フリー可能な鋼材のC当量の上限值 (0.36 mass%) よりも若干高い成分系であるが, 低Pcm設計によりアークストライク時の硬化を抑制し, 予熱フリー溶接を可能にしている.

(3) 大入熱溶接継手の特性

大入熱溶接継手特性を評価するために, 入熱量約 300 kJ/cm で1パスのエレクトロガスアーク溶接 (EGW: electrogas arc welding) 溶接継手を作製した. マクロ組織および溶接線近傍のミクロ組織の例を図5に示す. また, 継手の引張強度を表4に示す. 継手強度の規格下限値 (≧510 MPa) を上回る十分な継手強度を有している. 継手シャルピー衝撃試験結果を図6に示す. いずれのノッチ位置においても, 高い吸収エネルギーが得られており, 従来技術では実用化困難であった YP390F 級鋼の継手靱性を大入熱溶接継手で達成した.

5. 実用化状況および特許

低温靱性に優れ, かつ, 高能率溶接に対応した, 世界初の大入熱溶接用 YP390 MPa 級 F 級鋼を開発した. 本開発鋼は2012年に実船適用され, 今後ますます当該分野の大入熱溶接用鋼材として適用が拡大していくと考えられる. また, 本技術に関連した特許も出願済みである.

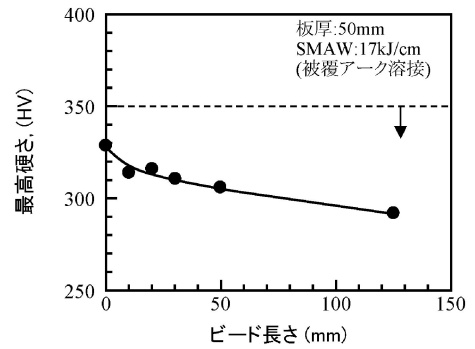
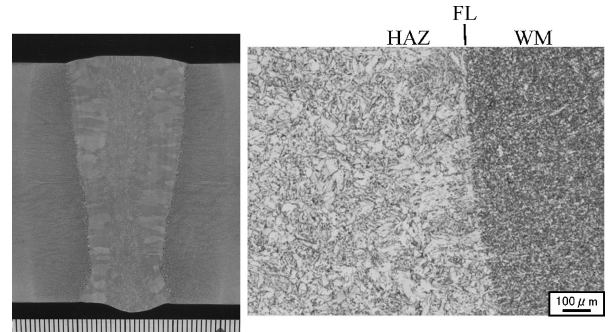


図4 開発鋼の溶接熱影響部最高硬さ試験結果.

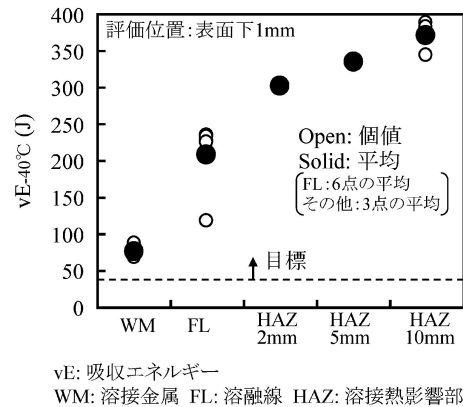


WM: 溶接金属, FL: 溶融線, HAZ: 溶接熱影響部

図5 EGW 溶接継手のマクロ組織および溶融線近傍のミクロ組織.

表4 EGW 溶接継手引張試験結果.

試験片形状	引張強さ (MPa)	破断位置
NKU2A	549, 545	母材
NKU2B	524, 517	母材



vE: 吸収エネルギー

WM: 溶接金属 FL: 溶融線 HAZ: 溶接熱影響部

図6 EGW 溶接継手のシャルピー衝撃試験結果.

文 献

- (1) 鈴木伸一, 一宮克行, 秋田俊和: JFE 技報, 5(2004), 19-24.
- (2) 一宮克行, 角 博幸, 平井龍至: JFE 技報, 18(2007), 13-17.
- (3) 岡野重雄, 小林洋一郎, 柴田光明, 塩飽豊明, 長谷 薫, 笹倉秀司: R & D 神戸製鋼技報, 1(2002), 2-5.
- (4) 金子雅人, 泉 学, 古川直宏, 安部研吾: R & D 神戸製鋼技報, 1(2008), 39-41.
- (5) 皆川昌紀, 石田浩司, 船津裕二, 今井嗣郎: 新日鉄技報, 380(2004), 6-8.
- (6) 谷川 治, 石井裕昭, 板倉教次, 天野虔一, 中野善文, 川端文丸: 川崎製鉄技報, 25(1993), 13-19.