

(論文)

大形コンテナ船向け大入熱溶接用高アレスト鋼板の特性

Characteristic of Brittle Crack Arrest Steel Plate for Large Heat-input Welding for Large Container Ships



金子雅人*1
Masahito KANEKO



谷 徳孝*1(工博)
Dr. Tokutaka TANI

A brittle fracture, when it once occurs in the hatch coaming around the deck opening of a container ship, can cause serious structural damage that potentially result in both fatalities and environmental damages. With this in mind, ships are designed and constructed to ensure that no brittle crack will occur. However, in the unlikely event of a brittle fracture occurring, a back-up function of arresting the brittle crack should be included in the steel plate. This report describes the characteristics of KE36 class plates having a capability of arresting brittle cracks. The arrestability was improved by a new thermo mechanical control process (TMCP), in which the process temperature is strictly controlled to refine crystal grains.

まえがき＝近年、物資の海上輸送量の増大が牽引力となって、コンテナ船の大形化が進んでおり、積載数が1万個を超える超大形船が建造されている。コンテナ船はアップデッキに大開口を設けた構造になっており、船体梁は開断面で、大型商船の中でも最も縦強度の厳しい船種である。そのため、船体の大形化に伴う縦強度確保の目的から甲板周りのハッチサイドコーミングおよびアップデッキを厚肉化するのが一般的であり、板厚 50mm 以上の鋼板が適用されている¹⁾。

一方、厚肉化することによって鋼板内部は平面ひずみ状態になって塑性域寸法が小さくなり、降伏応力より大きな応力が生じてき裂が進展しやすくなる。このため、脆性破壊を防止して船舶の安全性を確保するために、脆性き裂が発生すると予測される部位や大規模な破壊につながる恐れのある重要部位に対しては、破壊靱性や脆性き裂に対する十分な脆性き裂伝播停止特性（アレスト性能）を有する材料を使用することが求められている²⁾。鋼材のアレスト性能に関してはこれまで多くの研究例がある。ハッチサイドコーミングおよびアップデッキのT継手を模擬したモデル試験体を用いて行われた脆性破壊試験では、板厚 60mm においても試験温度（-10℃）での K_{ca} 値（脆性き裂伝播停止靱性）が 6,000N/mm^{1.5} 以上であればクラックアレスタとして有効であるとの結果が

得られたことが報告されている^{3, 4)}。

一方、製造方法に関しては、 K_{ca} （-10℃）が 6,000N/mm^{1.5} を超える高アレスト船体構造用鋼板において板厚 50mm 以上の厚肉鋼板を対象とした報告例は少ない。

そこで本開発において、厚肉材における制御圧延条件の最適化、すなわち再結晶 / 未再結晶温度域における圧延の厳格管理を行った結果、 K_{ca} （-10℃）値が 6,000 N/mm^{1.5} を超える高アレスト鋼板の製造技術を確立することができた。本稿では、その製造技術の一端を概説するとともに、開発鋼板の特性を紹介する。

1. 開発目標

開発目標特性を表 1 に示す。機械的特性は、母材および溶接継手ともに、日本海事協会（NK）規格 KE36 を満足することを目標とした。

また、母材のアレスト特性は、NK 船級によって提示された「脆性き裂アレスト設計指針」に従い、試験温度（-10℃）における最小脆性き裂伝播停止靱性値 K_{ca} （-10℃）が 6,000N/mm^{1.5} 以上を満足することを開発目標とした⁴⁾。

2. 開発の考え方

アレスト特性を高める手段として、1) 表層部の結晶粒

表 1 開発目標特性
Table 1 Target properties

Grade	Thickness (mm)	Base metal properties				Arrestability K_{ca} (-10℃) (N/mm ^{1.5})	Properties of welded joints		
		YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	vE-40 (J)		Welding method	TS (MPa)	vE-20 (J)
KE36	60	≥355	490~620	≥21	≥34(Ave.) ≥24(Each)	≥6,000	1pass EGW*	490~620	≥34(Ave.) ≥24(Each)

* EGW (Electrogas welding)

*1 鉄鋼事業部門 技術開発センター 厚板開発部

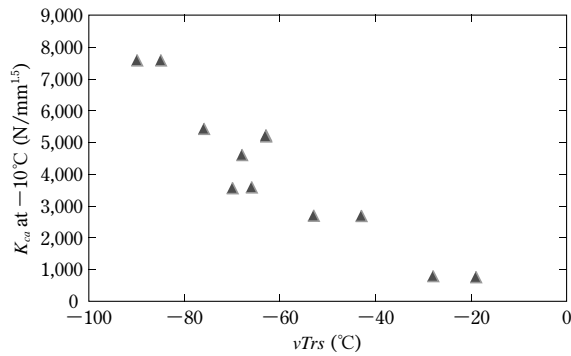


図1 -10°C における K_{ca} と $vTrs(t/4)$ の関係⁷⁾

Fig. 1 Relationship between K_{ca} at -10°C and $vTrs(t/4)$

径を $1\sim 3\mu\text{m}$ に細粒化させる技術⁵⁾や2) 細粒化とフェライトの加工集合組織, 変態集合組織を両立させる技術⁶⁾が知られている。

それに対して本開発では, 既存設備での能力を最大限に活用することによって, $K_{ca}(-10^{\circ}\text{C})$ 値が $6,000\text{N/mm}^{1.5}$ を超える高アレスト鋼板の製造技術を確認することを検討した。

図1に示すように K_{ca} と $t/4$ 部の母材靱性(破面遷移温度 $vTrs$)の間には相関関係があることが報告されている⁷⁾。一般に鋼材は, すべり変形が起こらない場合, き裂は表面エネルギーの低い結晶面に沿って進展して破壊する⁸⁾。したがって, 母材靱性を向上させるためには, 脆性き裂の抵抗箇所となる結晶方位差 15° 以上の粒界を増加させることが有効である⁹⁾。結晶方位差 15° 以上の粒界径を「有効粒径」としたとき, この有効粒径を微細化して母材靱性を向上させることが大切であり, 微細化の結果がアレスト特性を向上($K_{ca}\geq 6,000\text{N/mm}^{1.5}$)させると考えられる。しかし, 厚肉材では付与できる圧下率が限られるうえに板厚方向の温度偏差が大きいため, 従来の圧延技術では所要温度域での圧延が行えず, 微細化を実現するのは困難である。

そこで, 再結晶/未再結晶温度域における圧下率を適切に制御できるTMCP(Thermo Mechanical Control Process)技術¹⁰⁾をベースに, さらなる圧延温度域および圧下率の適正化を検討した。具体的には, これまでは再結晶温度域から未再結晶温度の高温域にわたって連続的に圧延していた。このような圧延に代えて, 圧延途中に鋼板冷却を組入れることによるさらに厳格な温度域制御を行うことにより, オーステナイト粒内により効果的にひずみ(核生成サイト)を導入して微細化を促すことができる Ar_3 変態点直上の未再結晶温度の低温域における圧延を検討した。

3. 開発鋼の特徴

3.1 母材の化学成分と機械的特性

開発鋼板の化学成分を表2に示す。低温での大入熱溶接HAZ(Heat Affected Zone)靱性確保の観点から, 島状マルテンサイト発生による靱性劣化を防止するため, C量を 0.08% に抑えた。その結果, C_{eq} は 0.34% と低い。また旧オーステナイト粒径の粗大化による靱性劣化を防止するため, 微量のTiを添加している。さらに, 有効粒

径の微細化を促進させる観点から, 未再結晶温度域を拡大させるために微量のNbを添加している。

TMCP条件を変化させて有効粒径と $K_{ca}(-10^{\circ}\text{C})$ の関係を調査した。その結果を図2に示す。予測どおり, 有効粒径の微細化によって K_{ca} が向上することを確認でき, 有効粒径を $10\mu\text{m}$ 以下にすることによって目標である $K_{ca}(-10^{\circ}\text{C})\geq 6,000\text{N/mm}^{1.5}$ を満足することがわかった。

そこで, アレスト特性を確保するため, 有効粒径 $10\mu\text{m}$ 以下を達成できる製造技術の確立に取組んだ。開発鋼および従来鋼のマイクロ組織と電子線後方散乱回析法(Electron Back Scattering Diffraction, 以下EBSDという)による結晶方位粒界マップ¹¹⁾を図3に示す。結晶方位差 15° 以上の有効粒径がマッピングされている。再結晶温度域から未再結晶温度の低温域において適切なひずみを付与することにより, 従来鋼が上部ベイナイト主体組織であるのに対し, 開発鋼はポリゴナルフェライト主体組織へと変化し, 結晶方位差 15° 以上の有効粒径が微細化している。これは再結晶温度域から未再結晶温度の低温域において適切なひずみを付与することにより, オーステナイト粒内にフェライト核生成サイトが導入され

表2 開発鋼の化学成分

Table 2 Chemical compositions of developed steel (mass%)

	C	Si	Mn	Ti	Others	C_{eq}
Developed Steel	0.08	0.12	1.55	0.012	Nb, B, Ca	0.34

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

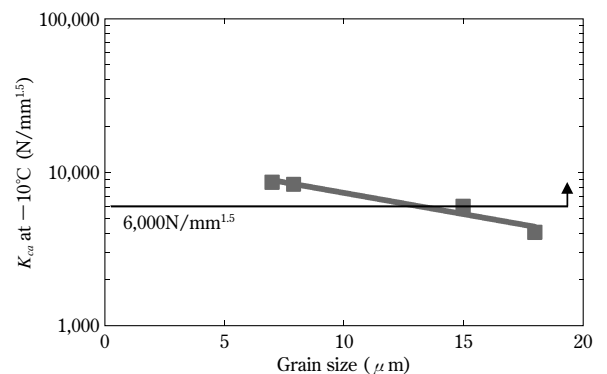
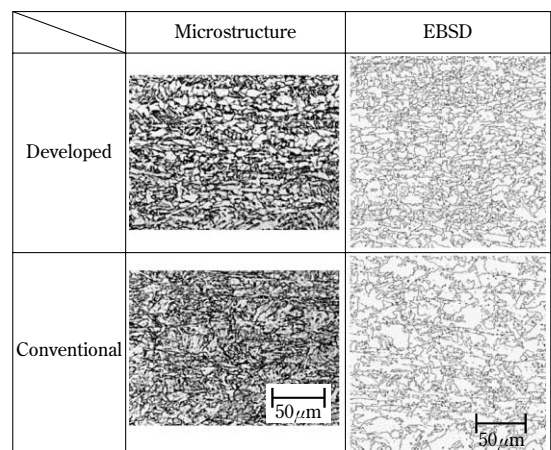


図2 有効粒径と $K_{ca}(-10^{\circ}\text{C})$ の関係

Fig. 2 Relationship between high angle grain size and K_{ca} at -10°C



※Position: t/4

図3 ミクロ組織およびEBSDによる結晶粒界マップ

Fig. 3 Microstructure and grain boundary map with EBSD

表3 開発鋼の母材特性

Table 3 Mechanical properties of developed steels

	Thickness (mm)	Base metal properties				
		YP* ¹ (MPa)	TS* ¹ (MPa)	EL* ¹ (%)	vE ₋₄₀ (J)* ²	vTrs (°C)
Developed Steel	60	425	538	31	340 (Ave.) 338, 332, 349 (Each)	-100
Conventional Steel	60	499	615	23	231 (Ave.) 235, 230, 229 (Each)	-60
KE36 Target properties	60	≥355	490~620	≥21	≥34 (Ave.) ≥24 (Each)	-

*¹ Round tensile specimen : NK14A *² Charpy test specimen : NKU4

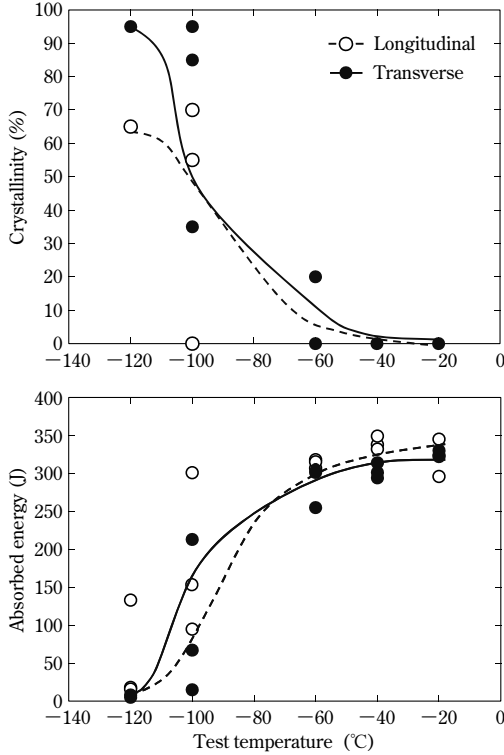


図4 開発鋼におけるシャルピー遷移曲線

Fig. 4 Charpy transition curve of developed steel plate

るとともに、ポリゴナルフェライトの生成が促進されたためと考えられる¹²⁾。

開発鋼板の母材特性を表3に示す。機械的特性は目標強度を満足し、vE₋₄₀が340J以上と目標値(34J)を十分に満足している。また図4に示すように破面遷移温度は-90°C以下と良好である。

3.2 脆性き裂伝播停止特性

脆性き裂伝播停止特性 K_{ca} 値は、アレスト設計指針にて規定されている ESO 試験方法⁵⁾にしたがって算出した。ESO 試験結果を図5に示す。最低使用温度(-10°C)における開発鋼の K_{ca} は近似直線を外挿することによって $8,000\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ 以上確保できる見込みであり、脆性き裂アレスト設計指針にて規定される試験温度(-10°C)における最小脆性き裂伝播停止靱性値 $K_{ca}(-10^\circ\text{C}) \geq 6,000\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ を十分満足することが確認された。

図6に破面写真の一例を示すが、脆性き裂発生後、き裂は温度勾配に伴う材料靱性向上により停止している。シアリップが鋼板表層から内部($t/8 \sim t/4$)まで広がると、脆性破壊駆動力は板厚中央部の動的破壊靱性値を下回り、脆性き裂が停止すると考えられている⁸⁾。開発鋼

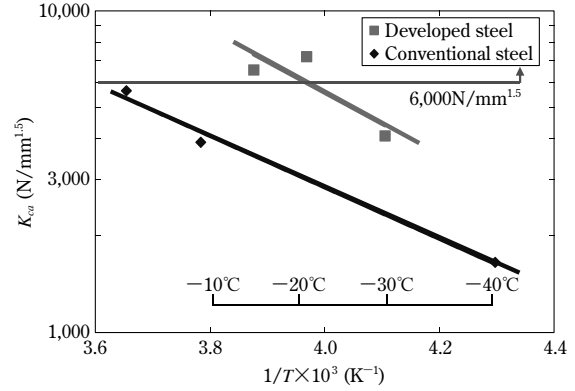


図5 ESO試験結果

Fig. 5 Results of ESO test

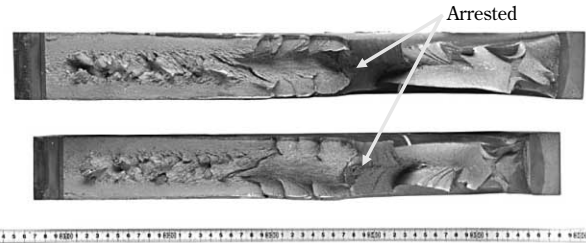


図6 ESO試験片の破面写真 ($K_{ca}=6,326\text{N}/\text{mm}^{1.5}$)

Fig. 6 Fracture surface of specimen after ESO test

表4 EGW 溶接条件

Table 4 Conditions of EGW

Thickness (mm)	Groove angle(°)	Root gap (mm)	Welding consumable	Number of passes	Welding current (A)	Welding voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)
60	20	8	Wire: DWS-1LG ($\phi 1.6\text{mm}$) Shielding gas: CO ₂	1	400	43	2.3	449

の破面ではシアリップが $t/8 \sim t/4$ まで形成されており、シアリップ部での塑性変形によるき裂伝播時のエネルギー吸収効果によってアレスト特性が向上したものと考えられる。

3.3 大入熱溶接継手特性

コンテナ船のハッチサイドコーミングおよびアッパーデッキ部の接合には建造効率を向上させるため、大入熱溶接が用いられている。そのため溶接条件は、上記部位における実際の施工を想定して大入熱1電極EGW (Electrogas Welding) 溶接を行った。開発鋼板の溶接条件および溶接継手特性をそれぞれ表4および表5に示す。入熱量は $450\text{kJ}/\text{cm}$ の大入熱溶接となっている。継手強度は目標値を十分に満足しており、継手靱性においてもVノッチシャルピー試験(試験温度-20°C)で全てのノッチ位置で良好な結果となっている。

表5 EGW 溶接継手の機械的特性
Table 5 Mechanical properties of EGW welded joint

Thickness (mm)	Properties of welded joints					
	TS* ¹ (MPa)	Broken location	vE ₋₂₀ min* ² (J)			
			Position	Depo	Bond	Bond+ 1mm
60	583	HAZ	Surface <i>t</i> /2 Back	113 91 108	208 204 207	199 203 182
KE36 Target properties	490 ~620	—		≥34(Ave.) ≥24(Each)		

*¹Round tensile specimen : NKU2A *²Charpy test specimen : NKU4

むすび=再結晶温度域から未再結晶温度の低温域において適切なひずみを付与し、微細なポリゴナルフェライトを主体組織とした結果、板厚 50mm を超える厚肉材においても有効粒径を微細化することができた。

その結果、脆性き裂アレスト設計指針にて規定される試験温度（-10℃）における最小脆性き裂伝播停止靱性値 $K_{ca}(-10℃) \geq 6,000\text{N/mm}^{1.5}$ を十分に満足することが

できた。

開発鋼は、今後も継続するコンテナ船の大形化と安全性向上に應えるものであり、急速に需要が拡大するものと考えられる。

参 考 文 献

- 1) 白木原浩：第191・192回西山記念技術講座，2007年6月。
- 2) 山口欣弥ほか：感臨，第3号，2005，p.70。
- 3) 田村栄一：CAMP-ISIJ，Vol.20，2007，p.469。
- 4) 財団法人日本海事協会：脆性き裂アレスト設計指針，2009。
- 5) 石川 忠ほか：鉄と鋼，Vol.85，No.7（1999），pp.544-551。
- 6) 西村公宏ほか：JFE 技報，No18，2007，p.19。
- 7) 田村栄一：CAMP-ISIJ，Vol.22，2009，p.1315。
- 8) 粟飯原周二：西山記念講座，平成14年（第177回），pp.159-160。
- 9) M. Kaneko：ISOPE，2010。
- 10) 金子雅人ほか：CAMP-ISIJ，Vol.22，2009，p.1315。
- 11) 鈴木清一：まてりあ，第40巻，第7号（2001），p.612。
- 12) (社)日本鉄鋼協会基礎研究会ベイナイト調査研究部会：(極)低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究—ベイナイト調査研究部会最終報告書—，平成6年7月30日。