

低温圧力容器用含 Nb アルミキルド鋼の諸特性

Properties of Nb Bearing Al Killed Steel Plates for Low Temperature Use

広瀬 圭介*
Keisuke Hirose奥村 健人**
Taketo Okumura鈴木 重治***
Shigeharu Suzuki古君 修****
Osamu Furukimi

Synopsis:

Aluminum killed steels of 33kgf/mm² and 36kgf/mm² class have been developed outranking the conventional Al-killed steels in base metal strength and low temperature toughness of weldments. The newly developed material is controlled-rolled prior to normalizing to take full advantage of the grain refining effect of niobium.

It has been confirmed through the impact test that this material meets the IMCO Standards at the design temperature of -55°. Fracture toughness tests such as COD, deep-notch and ESSO tests have also confirmed the excellent low temperature toughness of the base metal and the weldments.

1. 緒 言

近年液化ガスエネルギーの利用増大につれて、液化石油ガス(LPG)、液化天然ガス(LNG)の貯蔵あるいは運搬のための容器に用いられる低温用鋼材の需要が増加しつつある。これに伴い輸送の安全確保のため、IMCO(政府間海事協議機関)により「液化ガスばら積船構造設備規則」¹⁾が決議され、設計温度 0～-55°C の貨物タンク二次防壁およびプロセス用圧力容器の鋼板が規格化された。IMCO の規格は以下のとおりである。

- (1) 低温用アルミキルド鋼を充当する。
- (2) V シャルピー試験の試験温度は、設計温度より 5°C 低い温度または -20°C のうちの低い方とする。
- (3) シャルピー試験における最小平均吸収エネルギー値を 2.8kgf・m とする。

(4) 溶接部についても母材と同一基準の衝撃特性が必要である。

各国の規格もこれを取り入れる方向にあり、NK、AB 等各船級協会においても規格の改訂を検討中である。

このような IMCO 規格を満たすには、従来以上に優れた溶接熱影響部の低温靱性を要求される。このため当社では比較的母材強度の低い NK 規格低温用アルミキルド鋼 KL24A、B 等に対しては、低 C-低 N 系鋼を開発し製造実績を有するに至った。しかし最近の傾向として、これら鋼材の高強度化の要求も強く、溶接部靱性の確保と相反するこの要求を満たすため、従来は焼入れ-焼もどし処理や Ni の添加等が一般的手段として用いられてきた。しかしいずれも著しいコスト上昇を伴うものであり、より安価な高強度低温用アルミキルド鋼の開発が望まれている。

筆者らはこのような動向を考慮し、低温用アル

* 千葉製鉄所管理部厚板管理課課長

*** 技術研究所厚板研究室主任研究員

(昭和54年11月14日原稿受付)

** 千葉製鉄所管理部厚板管理課掛長

**** 技術研究所厚板研究室

ミキルド鋼の高強度化と溶接部靱性向上に関する研究、およびその結果に基づく工場試作を行ったので、その概要を報告する。

2. 溶接部靱性を決定する諸要因について

溶接部靱性を決定する諸要因について調査した結果を以下に述べる。Fig. 1に、焼ならし母材の引張強さ、および溶接継手ボンド部の衝撃値に及ぼすC含有量の影響を示す。よく知られているように、C含有量が減少すると母材の強度は低下するが、溶接部の靱性は顕著に向上する。したがってC含有量は要求される強度を満たす範囲で、できるだけ低くすることが望ましい。

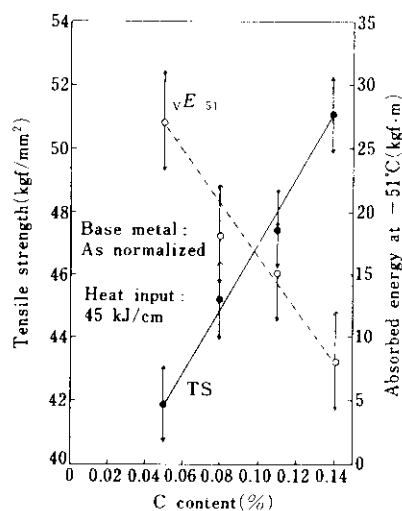


Fig. 1 Effects of C content on tensile strength (TS) of base metal and absorbed energy (vE₅₁) of the bond of submerged arc welded joint

溶接部靱性を害しないために焼ならし処理に代えて焼入れ-焼もどし処理を行い、それにより得られた強度増大量にみあうC含有量を低減する方法もあるが、その焼もどし温度として600°C以上が必要との前提を考えるとこの種の材料での強度増加量は、Fig. 2に示すように比較的小さい。しかも焼入れ焼もどし工程はコストアップを招き極端な低C化は溶接継手部の軟化も問題となる。そこで各種合金元素の影響について調査したところ、Nbの添加が強度上昇および溶接部靱性向上に

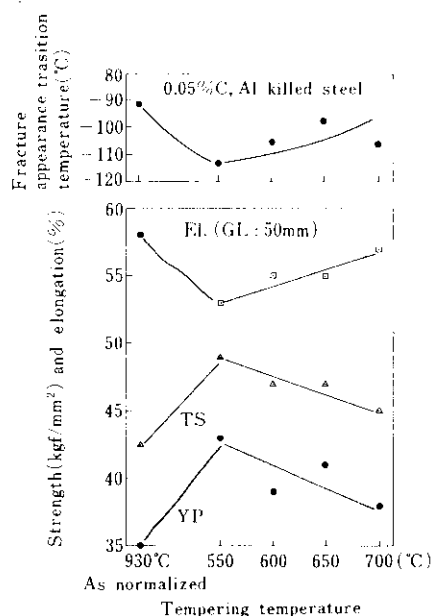


Fig. 2 Effect of quench-tempering on mechanical properties of base plate

有効であることがわかった。

0.05% C 焼ならし材について、母材特性におよぼすNb含有量の影響をFig. 3に示す。ここで制

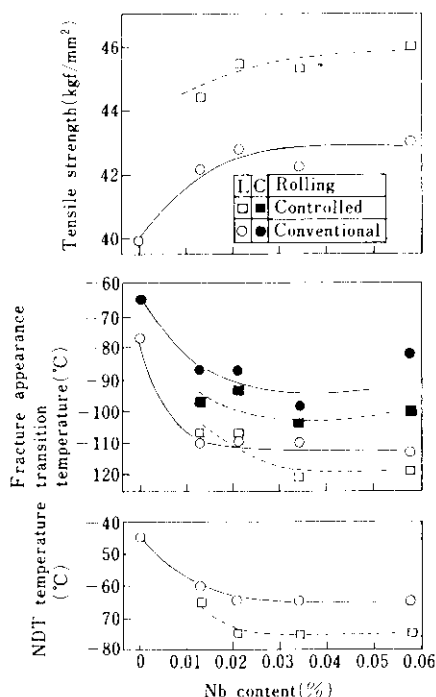


Fig. 3 Effects of Nb content on mechanical properties of Al killed steel plates as normalized

御圧延材には、880℃以上の高温域圧下率62.5%、880℃から750℃の間の中温域圧下率50%、750℃から700℃の間のオーステナイトとフェライトの2相域圧下率10%のコントロールローリングを行った後、焼ならし処理を実施している。このような制御圧延をしない通常の圧延材は0.02%以上のNbの添加により母材特性はほぼ一定のレベルとなり、引張強さは2~3kgf/mm²上昇するとともに、Vシャルピー破面遷移温度は20~30℃、NDT温度は15~20℃改善される。制御圧延材は通常圧延材と比較して強度はさらに2~3kgf/mm²上昇し、低温靱性も一層良好となる。Nbによる母材特性のこのような向上は、Fig. 4に示す焼ならし材の平均フェライト粒径とNb含有量との関係から明らかなように、組織の微細化に起因している。

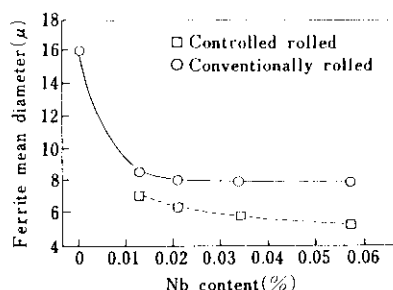


Fig. 4 Effect of Nb content on ferrite mean diameter of normalized plate

溶接部低温靱性におよぼすNb含有量の影響をFig. 5に示す。サブマージアーク溶接継手(45kJ/cm)ボンド部の-51℃におけるVシャルピー吸収エネルギーは、Nb含有量0.02~0.03%までは向上し、それを超えると低下する。熱影響部でボンドから1mmおよび3mm離れた位置(HAZ 1mm, HAZ 3mmと表示)ではNb添加量が増加するにつれてその細粒化効果により靱性が向上する。

これらの結果からNbの適正添加量を約0.03%と判断し、0.03%含有する鋼材について制御圧延-焼ならしを行うと、C含有量として約0.03~0.05%に相当する母材の強度上昇が可能となり、同程度の強度の従来材と比較して、溶接部低温靱性が著しく向上した鋼板を製造することができる。

溶接部とくにボンドの靱性向上対策としてNの

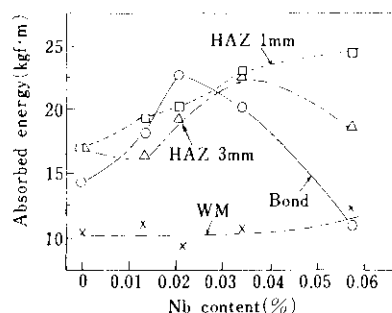


Fig. 5 Effect of Nb content on absorbed energy at -51℃ of submerged arc welded joint of controlled rolled and normalized plates

低減も有効である。Fig. 6に0.05%C焼ならし材について、再現熱サイクル(45, 60, 100kJ/cm相当)によるボンド部のVシャルピー破面遷移温度とN含有量との関係を示す。N含有量の減少により熱影響部靱性が向上しているが、その理由は固溶N含有量の減少に伴い、溶接時の熱サイクルにより生ずる島状マルテンサイトの量が減るためと考えられる。ただしN含有量をAIN形成に必要な限度以上に減らすとAINの減少により、母材およびHAZ部のフェライト粒が粗大化し、強度、靱性とも劣化する傾向が認められるので、要求性能に応じてその量を決定すべきである。

以上の他にP, S等の不純物あるいは非金属介在物の低減が溶接部靱性向上策として有効であることはいうまでもなく、この面での十分な配慮もあわせて必要である。

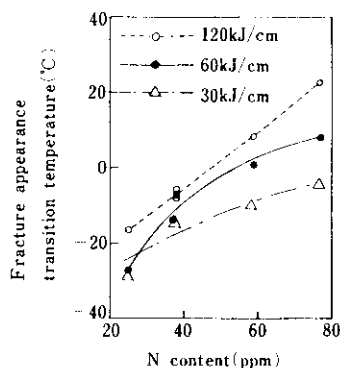


Fig. 6 Effects of N content on V Charpy fracture appearance transition temperature of synthetic heat affected zone (bond) of Nb free, 0.05%C-Al killed steel

3. 低温用含 Nb アルミキルド鋼の特性について

以上の実験結果を基にして、低 C 含 Nb 鋼板を制御圧延—焼ならし工程で製造し、その確性試験を行った。化学成分を Table 1 に示す。成分系としては、含 Nb-低 C 高 Mn アルミキルド鋼とし、A 鋼は降伏点 33kgf/mm²、引張強さ 45kgf/mm² (JIS SLA33A, B 相当) を目標に C を 0.04% と低くし、B 鋼は降伏点 37kgf/mm²、引張強さ 50 kgf/mm² (JIS SLA37 相当) を目標に C を 0.10% とした。製造工程は、

85 t LD 転炉 → RH 真空脱ガス処理 → 造塊 → 分塊圧延 → 厚板制御圧延 (クロス圧延) → 熱処理 (焼ならし), とした。

3.1 母材特性

3.1.1 機械的性質

母材について、引張試験、曲げ試験、V シャルビー試験を行った。その結果を Table 2、および V シャルビー遷移曲線を Fig. 7 に示す。引張特性は制御圧延、Nb の細粒化作用等の効果により降伏点、引張強さとも目標を十分満足し、特に B 鋼は 50kgf/mm² 級鋼としての特性を有している。V シャルビー試験結果では、A 鋼の極低 C 化の効果が顕著であり、破面遷移温度は L・C 方向とも -110°C と非常に良好な値が得られた。B 鋼についても 50kgf/mm² 級鋼の低温靱性として従来の焼入れ、焼もどし鋼に相当する十分な特性が得られた。以下に母材の低温靱性を確認するための各種

Table 1 Chemical compositions of steel plates controlled rolled and normalized

(%)

Steel	Thickness (mm)	Sample	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Al	N	C _{eq} *
A	25	Ladle product	0.04	0.26	1.41	0.019	0.003	0.21	0.029	0.041	0.0027	0.29
			0.04	0.26	1.43	0.017	0.004	0.21	0.030	0.043	0.0027	0.29
B	25	Ladle product	0.10	0.23	1.40	0.019	0.005	0.21	0.030	0.033	0.0027	0.35
			0.09	0.29	1.41	0.017	0.006	0.22	0.031	0.037	0.0027	0.34
Specification of SLA33A, B**			≤0.16	0.15 ~0.55	0.80 ~1.60	≤0.035	≤0.035		—	—	—	—
Specification of SLA37**			≤0.18	0.15 ~0.55	0.80 ~1.60	≤0.035	≤0.035		—	—	—	—

$$* C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$$

** SLA33A: Normalized SLA33B, 37: Quenched and tempered

Table 2 Mechanical properties of tested plates

Steel	Thick- ness (mm)	Tension test*				Bend test R=1.0t 180°	V Charpy test				
		Direc- tion	YP (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El. (%)		Direction	vT_S (°C)	vT_F (°C)	vE_0 (kgf·m)	vE_{60} (kgf·m)
A	25	L	35.2	45.4	34	Good	L	- 110	- 108	37.6	39.1
		C	36.8	46.5	34	Good	C	- 110	- 110	37.8	39.1
B	25	L	39.6	51.0	30	Good	L	- 89	- 92	29.1	19.5
		C	39.2	51.1	31	Good	C	- 73	- 79	25.2	15.6
Specification of SLA33A, B			33≤	45 ~ 57	30≤	1.5t	L		A≤-35 B≤-55		
Specification of SLA37			37≤	50 ~ 60	28≤	1.5t		L		≤-55	

* Test piece: JIS Z 2201, No. 5

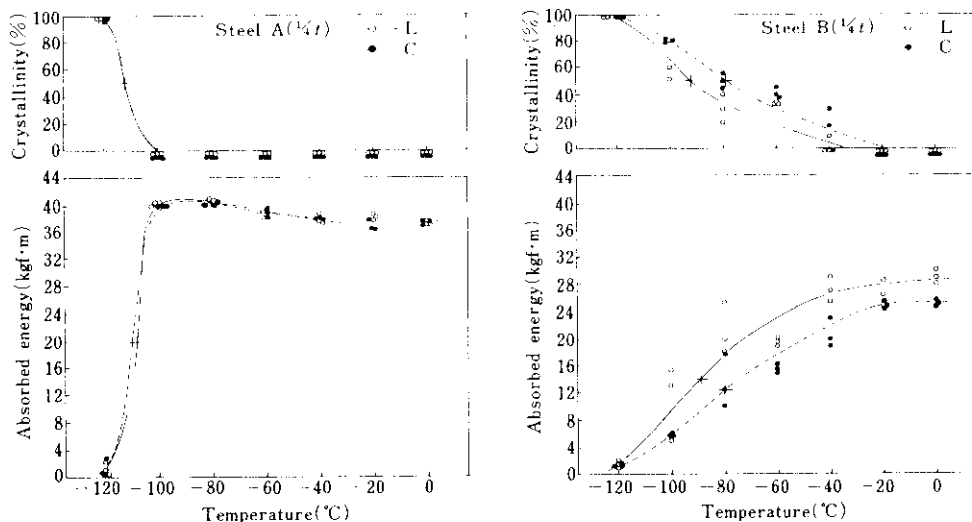


Fig. 7 V Charpy transition curve of steels A and B

試験結果について述べる。

3・1・2 落重試験

ASTM E208 に準拠した P-3 型試験片による落重試験結果を Table 3 に示す。NDT 温度は A 鋼 -65°C, B 鋼 -60°C と良好な成績である。

Table 3 Results of drop weight test

Test temperature (°C)	Steel	
	A	B
-55	○ ○ ○	○ ○ ○
-60	○ ○ ○	● ○ ○
-65	○ ○ ●	○ ● ○
-70	● ● ●	● ● ●
NDT temperature (°C)	-65	-60

○ No break

● Fractured to one edge

● Fractured to both edges

3・1・3 COD 試験

英国規格協会, DD19²⁾ に準拠し, 小型試験片による 3 点曲げ COD 試験を行った。試験片板厚は原厚のままとし, 試験片の長手方向は C 方向, ノッチは板厚面に垂直とし, 長さ 23mm の機械ノッチの先端約 2mm に疲労ノッチを入れた。

この試験片を所定の温度に冷却後, 3 点曲げ試

験を行い, クリップゲージにより開口変位 (V_g) と荷重の関係を X-Y レコーダーで連続的に記録し, 破壊時の限界値 (V_c) を求めた。また V_c から限界 COD (δ_c) への変換は, 以下に示す Wells の式²⁾を用いた。

$$\delta_c = \begin{cases} \frac{0.45(W-a)}{0.45W+0.55} \left[V_c - \frac{\gamma \cdot \sigma_y \cdot W(1-\nu^2)}{E} \right], \\ V_c \geq \frac{2\gamma \cdot \sigma_y \cdot W(1-\nu^2)}{E} \\ \frac{0.45(W-a)}{0.45W+0.55} \left[\frac{V_c^2 \cdot E}{4\gamma \cdot \sigma_y \cdot W(1-\nu^2)} \right], \\ V_c < \frac{2\gamma \cdot \sigma_y \cdot W(1-\nu^2)}{E} \end{cases} \quad (1)$$

ただし W : 試験片幅 (mm)

a : 亀裂長さ (mm)

γ : 補正値

E : ヤング率 (kgf/mm²)

ν : ポアソン比

σ_y : 降伏応力 (kgf/mm²)

降伏応力 σ_y の値は母材低温引張試験結果を使用した。得られた COD の値を Fig. 8 に示す。結果の評価に当っては, 新しく WES の低温構造用鋼板基準³⁾として検討されている次式を用いた。

$\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{y0}$ のとき

$$\delta_c = 1190 \exp(-0.0522 \sigma_{y0}) \sigma_{y0} / E \quad (2)$$

ここで δ_c : 要求限界 COD (mm)

σ_{y0} : 鋼板の保証降伏点 (kgf/mm²)

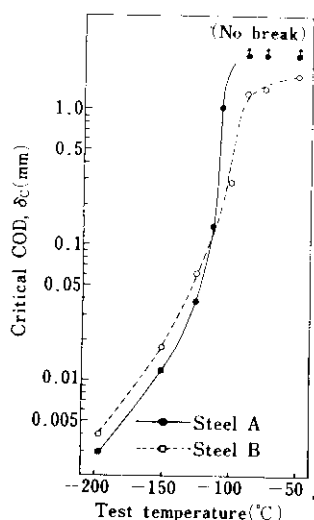


Fig. 8 COD test results of base plate

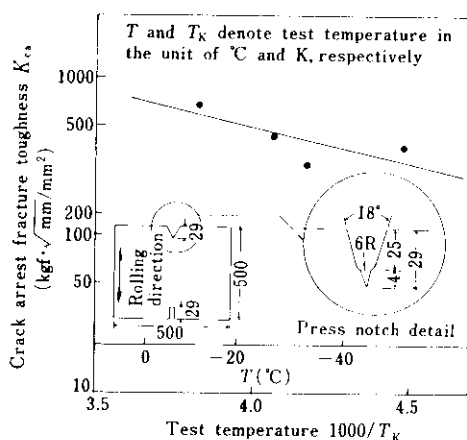
要求 COD 値は A 鋼で 0.33mm, B 鋼で 0.31mm となり, 母材の最低使用可能温度は A 鋼 -110°C , B 鋼 -107°C となる。

3.1.4 ESSO 試験

母材の脆性破壊伝播停止特性を調査するため, A 鋼について温度勾配型 ESSO 試験を実施した。試験片の形状・寸法と, 試験結果を Fig. 9 に示す。なお亀裂停止破壊靱性 K_{ca} 値は次式⁴⁾により求めた。

$$K_{ca} = \sigma \sqrt{\pi c} \sqrt{\frac{2B}{\pi c} \tan \frac{\pi c}{2B}} \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで, c : 伝播した亀裂長さ (mm)

Fig. 9 Relation between K_{ca} and test temperature in Esso test

B : 試験片幅 (mm)

σ : 応力 (kgf/mm²)

Fig. 9 の K_{ca} と停止温度の関係より, 亀裂長さ 100mm および 10mm として求めた応力と停止温度との関係を Fig. 10 に示す。応力を公称降伏応力の半分 $\sigma_y/2$ とした場合の亀裂停止温度は亀裂長さ 100mm で -50°C , 10mm で -96°C となる。

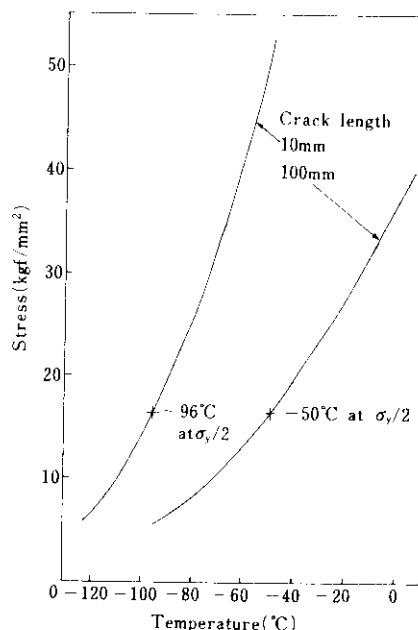


Fig. 10 Relation between stress and fracture arrest temperature by Esso test

3.2 溶接継手性能

溶接継手性能の調査に用いた継手の開先形状, 溶接条件を Table 4 に示す。開先形状は 50°C の Y 開先とし, 溶接法は低温材の溶接によく用いられる単電極のサブマージアーク溶接, 溶接材料はワイヤーに KW101B, フラックスに KB110 を使用し, back 側を入熱量 42kJ/cm の 3 層溶接, finish 側を入熱量 34kJ/cm の 1 層溶接とした。

3.2.1 溶接継手部の機械的性質

継手引張試験および側曲げ試験の結果を Table 5 に示す。引張強さは A 鋼で 48kgf/mm^2 , B 鋼で 55kgf/mm^2 であり, 破断位置はいずれも母材であった。また側曲げ試験の結果も良好な成績が得られた。

Table 4 Welding conditions and shape of groove

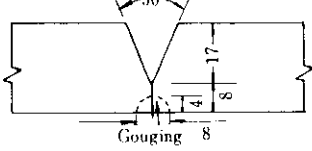
Welding material	Side	Pass No.	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)	Shape of groove 
Wire: KW101B 4.8mmφ Flux: KB110	Back	1	650	30	28	41.7	
		2	650	30	28	41.7	
		3	650	30	28	41.7	
	Finish	1	650	30	34	34.4	

Table 5 Tensile and bend test results of welded joint

Steel	Thick-ness (mm)	Tension test			Side bend test
		Specimen	TS (kgf/mm ²)	Break location	
Steel A	25	JIS Z 3121No. 1	48.1	Base metal	Good
			47.6	Base metal	
Steel B	25	JIS Z 3121No. 1	55.1	Base metal	Good
			55.2	Base metal	

3・2・2 溶接継手部シャルピー試験

溶接継手部の溶接金属、ボンド部、HAZ 1mm, HAZ 3mm, HAZ 5mm について行った V シャルピー試験結果を Fig. 11 に示す。吸収エネルギーは各位置とも -60°C で $2.8\text{kgf}\cdot\text{m}$ 以上であり前述の IMCO 規格を適用すると、 -55°C の設計温度で十分使用可能である。この Nb 添加による HAZ の靱性向上効果は、Nb 析出物による結晶粒微細化作用、 γ 粒粗大化阻止作用によるものと考えられる。A 鋼と B 鋼の比較では、特に A 鋼の改善効果が著しいが、B 鋼は A 鋼に比較して C 含有量が増え、不純物の S 含有量もやや高いなどの点で、ボンド部の特性の差となって現われている。

3・2・3 溶接継手部 COD 試験

溶接継手ボンド部について行った COD 試験の方法、試験片形状（余盛削除）および δ への換算方法等はいずれも母材と同様に行った。計算に必要な低温引張試験結果については、母材で行った結果を溶接部にも適用した。試験結果を Fig. 12 に示す。母材と同様に WES 3002 に従って COD

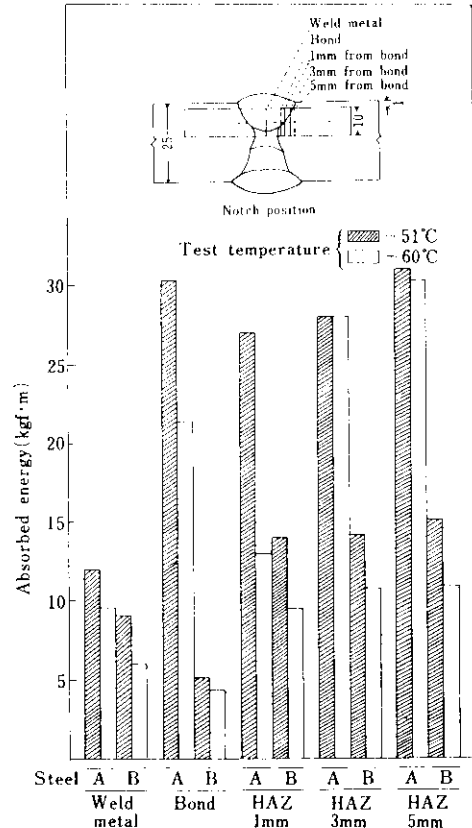


Fig. 11 V Charpy absorbed energy of submerged arc welded joint

値から最低使用温度を求めると A 鋼で -80°C 、B 鋼で -70°C となる。

3・2・4 溶接継手部ディープノッチ試験

脆性破壊発生に関する破壊靱性 K_{IC} 値を求めることを目的として溶接継手部について中央貫通切欠き付きディープノッチ試験を行った。試験片形状、寸法および試験結果を Fig. 13 に示す。試験片は原厚のままとし、溶接面の余盛りは削除し切

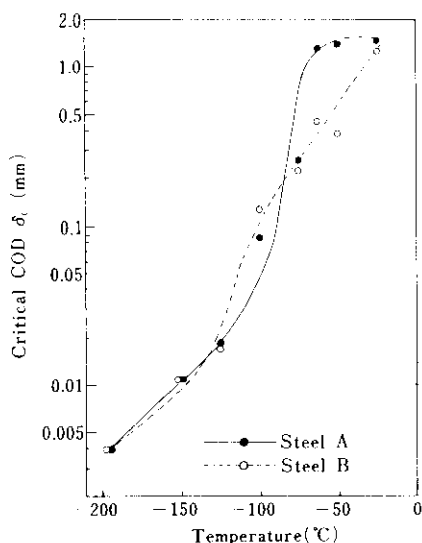


Fig. 12 COD test results of submerged arc welded joint (bond)

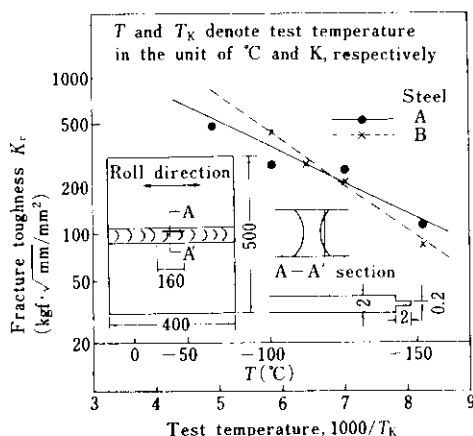


Fig. 13 Results of deep notch test of submerged-arc welded joint

欠はボンド部に加工した。試験片幅は400mm、切欠き長さは160mmで、切欠き先端2mmは、0.2mm幅の機械切欠とし、その先端はボンド部に一致させた。

この試験片を1200tテストリグに取付け、両面に装置した冷却槽により所定の温度に冷却した後引張荷重を加え破壊荷重を測定した。なお K_c 値は次式により求めた。

$$K_c = \sigma_{gross} \sqrt{\pi c} \sqrt{\frac{2B}{\pi c} \tan \frac{\pi c}{2B}} \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 $2B$: 試験片幅
 $2c$: 切欠き長さ

σ_{gross} : 破壊時の全断面平均応力

応力 σ_y での、亀裂長さ $c = 40\text{mm}$ における脆性破壊発生温度は A 鋼で -137°C 、B 鋼で -130°C であった。3点曲げ COD 試験の結果に比較してディープノッチ試験結果が約 50°C 低温側に位置している。一般にこの種の試験結果に差が生ずる原因として、残留応力の影響、およびノッチ加工方法の違いがあげられている。残留応力の点からは、試験片がより小型な3点曲げ COD 試験の方が有利であり、今回とは逆の傾向である。ノッチ加工方法の点では、ディープノッチ試験片が機械切欠、3点曲げ COD 試験片が疲労切欠で、ディープノッチ試験が有利である。疲労切欠と機械切欠の差に関する考察⁵⁾によると、疲労切欠は機械切欠に比較して δ_c の温度依存性が 40°C ほど高温側に位置するとしており、今回の試験結果の差は、切欠の製作方法の差で説明できる。いずれにせよ、本鋼材の溶接部の脆性破壊発生特性としては3点曲げ COD 試験結果で評価する方が、安全側の評価といえることができる。

溶接継手部の応力除去焼鈍処理による靱性の変化に関しては、本供試材での調査は行っていないが、瀬山ら⁶⁾が同種鋼材で調査した結果によると応力除去焼鈍処理を行っても靱性劣化が認められないという報告がある。

4. 結 言

LPG、LNG の貯蔵あるいは運搬のための低温用压力容器用鋼材の研究、および試作に際して次のような事項が判明した。

- (1) 低温用アルミキルド鋼の溶接部靱性を損わずに母材の強度を上昇させる方法として、C 含有量を低く抑え、Nb のフェライト粒微細効果を利用するのが有効である。
- (2) 製造方法としては、N、P、S 等の不純物元素をおさえるとともに、圧延は制御圧延後、焼ならし条件を工夫することによって Nb の効果がより高まり、母材強度、靱性、溶接部靱性の優れた鋼板の製造が可能である。
- (3) 試作鋼により確性試験を行った結果、強度的には SLA33、SLA37 のグレードに相当し、母材、溶接部とも IMCO の規格の設計温度 -55°C を満

足する鋼板の製造が可能である。

継手部の低温靱性の優れていることが確認された。

4) COD 試験, ディープノッチ試験により, 溶接

参 考 文 献

- 1) IMCO 決議, A328(1X), 1975
- 2) British Standard Institute, DD19, (1974)
- 3) 日本溶接協会規格「ぜい性破壊発生特性に基づく低温構造用鋼板 G 種判定基準」, (1977)
- 4) 日本溶接協会規格「低温構造用鋼板判定基準」WES 3003, (1977)
- 5) 日本溶接協会:「脆性破壊発生特性に基づく鋼材の判定基準の確立に関する共同研究総合報告書」, (1975)
- 6) 瀬山, 矢野, 三宮, 関根, 鈴木:鉄と鋼, 65 (1979) 4, S487

