

# サイドノッチ付シャルピー試験による靱性評価法

萩原 行人\*・塚本 進\*<sup>2</sup>・大谷 忠幸\*<sup>3</sup>・荒金 吾郎\*<sup>2</sup>・松田 鋼\*<sup>2</sup>

Toughness Evaluation by Means of Side-notched Charpy Test

Yukito HAGIWARA, Susumu TSUKAMOTO, Tadayuki OTANI, Goro ARAKANE and Ko MATSUDA

**Synopsis :** Fracture path deviation (FPD) is often observed in the standard Charpy V-notch (STD-Cv) test on laser welded joint due to the steep gradient of hardness distribution. The side notched Charpy V-notch (SN-Cv) test is often used to avoid FPD. Fundamental study on the comparison between STD- and SN-Cv tests on laser welded joint for high strength ultra-fine grained steel and on base metal for conventional steels indicates that the results obtained from SN-Cv test gives higher transition temperature and lower absorbed energy compared with those of STD-Cv test.

A big difference between these two tests is observed on the fracture surface. The fracture surface is divided into three types; that is, flat ductile fracture observed at the notch tip and the specimen end (Df), slant fracture at both sides (Ds) and brittle fracture (B). SN-Cv specimen has smaller area of Df and no Ds. The areas of each fracture surface were measured and the unit fracture energies for these fracture surfaces are determined by using regression analysis method. Unique relationships of  $E_B/E_{Df}=0.1$  and  $E_{Ds}/E_{Df}=2.3$  are obtained irrespective of steels tested. The difference of fracture surface areas between SN-Cv and STD-Cv are formulated and finally, STD-Cv absorbed energy is well estimated from SN-Cv test results.

**Key words:** laser welding; Charpy V-notch test; side-notched Charpy test; fracture appearance; fracture surface energy.

## 1. 緒言

フェライト粒径を1ミクロン以下にする微細粒鋼の研究が、超鉄鋼及びスーパーメタルプロジェクトで取り組まれ、微細粒鋼を創製するとともに強度のみならず対脆性破壊特性も優れていることが確認されている<sup>1,2)</sup>。微細粒鋼は希少な合金元素を使わないで高強度が得られることから環境にやさしい新世紀構造材料として今後の展開が期待されるものである。微細粒鋼を溶接すると、その熱影響部(HAZ)で結晶粒が粗大化し、HAZ軟化が起こる。HAZ軟化は溶接する限り避けられない問題である。一方、レーザー溶接は集中熱源で相対的に低入熱溶接であることからHAZ幅を小さくでき、この観点からも微細粒鋼に対しても有望な溶接方法である<sup>3)</sup>。

レーザー溶接部は、幅の狭い高強度の溶接金属にHAZ軟化部が隣接するため極めて大きな硬さ勾配を示す。そのため、溶接金属部の標準シャルピー試験を行うと、特に、遷移領域以上の温度範囲においては、塑性変形が軟化部に優先的に進行し、破壊経路が溶接金属からHAZ部にそれるFPD (Fracture Path Deviation)が起こる<sup>4,5)</sup>。FPDを起こすと高エネルギー値を示し、正確な溶接金属の靱性を評価することができなくなる。このFPDに関し、ヨーロッパにおいてはレーザー溶接部の広幅試験を行うと同様にFPDが起こることから使用性能上問題ないという報告があ

る<sup>6,7)</sup>。しかし、シャルピー試験では遷移領域以下の低靱性域ではき裂は溶接金属を直進することから、広幅試験でFPDとなるためにはある靱性レベルを確保する必要があると考えられる。その靱性レベルを確認するにはFPDを起こさない靱性評価法が必要となる。

FPDを回避するためには、標準シャルピー試験(STD-Cv)片にサイドノッチ(サイドグループ、以下SN-Cvと記す)を付与する方法<sup>8,9)</sup>、あるいは試験溶接の両側に予めレーザー溶接を行い、硬さ分布を軽減させる3本溶接(3W-Cv)法<sup>10)</sup>などが試みられている。また、レーザー溶接部のみをサンプリングする微小シャルピー試験<sup>11)</sup>も試みられているが、特殊な装置を必要とし、得られた結果の解釈にも課題があり、汎用性には難点がある。

本研究では工業的により簡便なSN-Cv法に着目し、STD-Cv法との差異を主として破面形態から検討し、類別した破面の単位エネルギーを算定し、その結果に基づいてSN-Cv試験結果からSTD-Cvの吸収エネルギーを推定する方法を提案する。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼およびレーザー溶接条件

本実験に用いた鋼板の化学成分及び機械的性質をそれぞれTable 1およびTable 2に示す。微細粒鋼UFG-10Cは板厚

平成16年1月8日受付 平成16年3月1日受理 (Received on Jan. 8, 2004; Accepted on Mar. 1, 2004)

\* 上智大学 (Sophia University, 7-1 Kioi Chiyoda-ku 102-8554)

\*<sup>2</sup> 物質・材料研究機構 (National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

\*<sup>3</sup> 新日本製鐵 (株) 鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions of steels tested (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
UFG10C	0.095	0.30	1.45	0.005	0.001	-	-
SN400B	0.16	0.22	0.92	0.024	0.0096	-	-
SM490A	0.15	0.28	1.30	0.017	0.005	-	-
SM490C	0.15	0.39	1.55	0.011	0.003	-	-
HT780a	0.11	0.26	1.08	0.008	0.0026	1.33	0.60
HT780b	0.073	0.24	1.34	0.007	0.0009	1.36	0.58

Table 2. Mechanical properties of steels tested.

Steel	YS (MPa)	TS (MPa)	Elong. (%)
UFG10C	686	705	19.7
SN400B	310	478	40.1
SM490A	370	577	34.9
SM490C	413	536	25.0
HT780a	735	915	31.9
HT780b	820	872	32.0

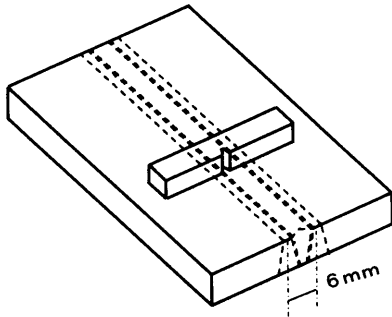


Fig. 1. Three-weld (3W) Charpy test method.<sup>10)</sup>

14 mmであり、出力12 kW、ジャストフォーカス、シールドガスとしてヘリウムガスを進行方向前方から 50 L/m、アルゴンガスを裏面側に 10 L/m 流してビードオンプレートでの CO<sub>2</sub> レーザ溶接を行い、溶接金属の靱性評価に供した。UFG 鋼は、通常粒径では 400~500 MPa の強度となる単純な C-Mn 系であり、2 方向から歪を 500°C で付与し（幅方向圧下-板厚方向圧下）、フェライト粒を再結晶させて微細化したものである<sup>12,13)</sup>。結晶粒径は 1 ミクロン以下であり、母材の降伏応力、引張強さはそれぞれ 686 MPa、705 MPa となり、結晶粒の微細化で強度は大幅に増大している。また、本研究では、SN-Cv から STD-Cv 試験で得られる靱性特性を評価することを目的に、母材について強度、靱性の異なる市販の SN400B 鋼（H 形鋼フランジ部）、SM490 鋼（SM490C および SM490A）および HT780 鋼（HT780a, HT780b）を供試した。

2.2 シャルピー試験

それぞれの供試鋼板で 500 J 容量のシャルピー試験機を用いて STD-Cv 試験及び SN-Cv 試験を行い、エネルギーおよび破面率の遷移曲線を求めた。レーザー溶接金属に対しては Fig. 1 に示す 3W 法<sup>10)</sup>も適用した。すなわち、本試験溶接と同じ条件で裏面からレーザー溶接を間隔 6 mm で 2 本実施し、その後、その中央に鋼板表面から試験用の本溶接を行った<sup>5)</sup>。

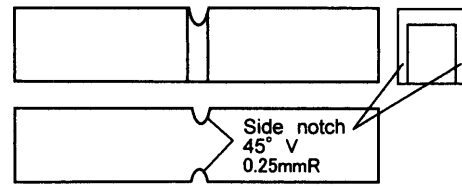


Fig. 2. Geometry of side-notched (SN) Charpy test specimen.

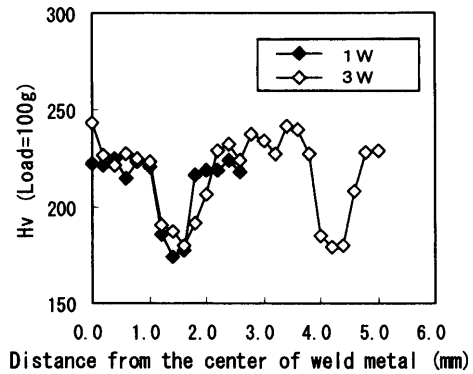


Fig. 3. Hardness distribution of 1W and 3W laser welded joints for UFG-10C steel.

SN-Cv 試験片には、Fig. 2 に示すようにシャルピー試験片のノッチの両サイドに先端半径 0.25 mm の 45° V のサイドノッチを付与した。その深さは予備試験の結果から、FPD を起こさない最小深さとして 1 mm を標準とした<sup>5)</sup>。レーザー溶接金属については 3W 法および単一のレーザー溶接 (1W) 継手に対して SN-Cv 試験を行った。

3. 実験結果

3.1 レーザ溶接部の硬さ分布

UFG-10C 鋼の板厚中央におけるレーザー溶接継手部の硬さ分布 (Hv 100 g) の測定結果を 3W 法の結果と合わせて Fig. 3 に示す。UFG-10C は低炭素量のため溶接金属の硬さは微細粒母材と同程度であり、また、HAZ の軟化幅は 1 mm 以下となっている。一方、3W の硬さ分布は付加ビードを 6 mm 間隔で施したために 1W のビードを繰り返した分布になっており、HAZ 軟化部はそのまま残っている。

3.2 FPD と SN-Cv 試験法

本研究では FPD を抑えるために SN-Cv 試験法を採用したが、サイドノッチの深さを決定するために UFG-10C 鋼のレーザー溶接部を用いて予備試験を行った。サイドノッチ深さを 0.5 mm から 3 mm に変え、0°C で実験した<sup>5)</sup>。その結果を Fig. 4 に示す。この温度は遷移温度領域に対応している。Fig. 4 から明らかなように深さ 0.5 mm の場合には FPD となったが、1 mm 以上のサイドノッチを付けることで FPD を回避することができた。この結果から深さ 1 mm のサイドノッチを標準とした。

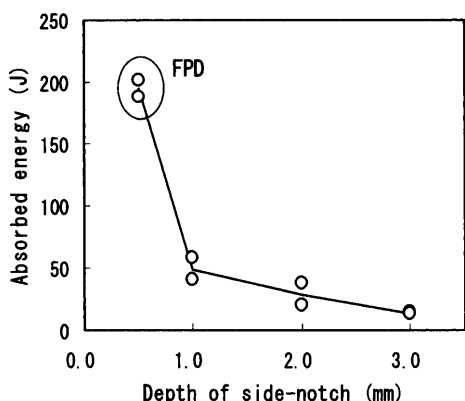


Fig. 4. Effect of side-notch depth on FPD in standard Charpy test of laser weld metal (UFG・10C).

### 3.3 FPDと3W法

国際船級協会ではレーザー溶接部の靱性評価に対して、FPDを避けるために3W法を推奨している<sup>10)</sup>。本研究においても両サイドの付加ビードを間隔6mmでおき、STD-Cv試験を行ったが、遷移領域以上の温度においてはFPDを完全に無くすことはできなかった。Fig. 3から明らかなように硬さ分布は平坦にならず、中央の試験溶接に関して見ると単一のレーザー溶接の場合とほとんど変わらなかった。このことからFPDを抑えるには付加ビード間隔をより小さくする必要があることが明らかとなった。

### 3.4 シャルピー試験結果

STD-CvおよびSN-Cv試験で得られた吸収エネルギーおよび脆性破面率と温度の関係を、HT780a鋼を例にFig. 5に示す。実験点を結んだ曲線は、次式で近似し、全実験データに対し最小二乗法で係数を決めたものである。

$$vE = vE_{shelf} / [\exp\{a(T - vT_E)\} + 1] \dots\dots\dots (1)$$

$$CL = 100 / [\exp\{b(T - DBTT)\} + 1] \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $vE$ ：吸収エネルギー、 $vE_{shelf}$ ：上部棚エネルギー、 $vT_E$ ：エネルギー遷移温度、 $CL$ ：脆性破面率、 $DBTT$ ：破面遷移温度、 $a, b$ ：係数である。

Fig. 5よりSTD-Cv試験結果に対し、サイドノッチを施すことによって破面遷移曲線は高温側にシフトし、また、吸収エネルギー曲線も遷移温度が高温側にシフト、あるいは、吸収エネルギー値が低下する。この傾向はレーザー溶接金属、母材を含め、すべての結果において見られた。本論文では、後述する破面形態の違いによる吸収エネルギー値が低下すると解釈した。

レーザー溶接金属に対しては、FPDを避けるためにSN-Cv試験を行い、その結果からSTD-Cv特性を推定、評価して、実績のあるSTD-Cvの要求靱性値と比較することで、その使用性能を評価する必要がある。そこで、STD-CVとSN-Cv試験におけるこのような差を破面形態の詳細解析か

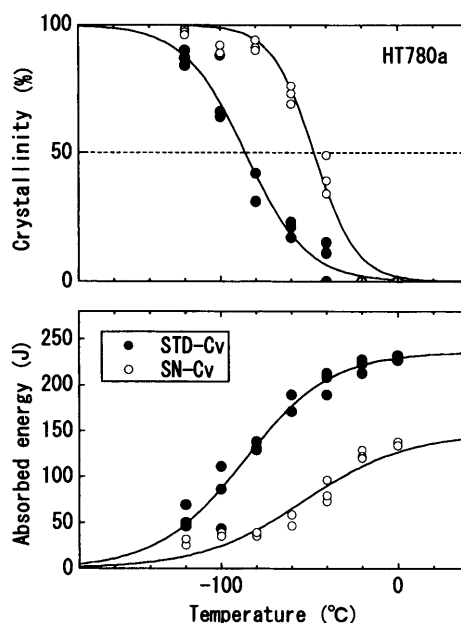


Fig. 5. Charpy transition curves (crystallinity and absorbed energy) of HT780a steel.

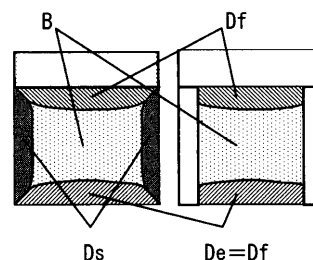


Fig. 6. Definition of fracture surface in Charpy test specimen.

ら評価し、SN-Cv試験結果からSTD-CV特性を推定する方法を検討した。

## 4. 破面解析

### 4.1 破面形態の分類

遷移温度領域で行ったSTD-Cv試験で観察される典型的な破面の模式図をFig. 6に示す。この破面形態は大きく次の4つに分類することができる。(1)ノッチ底から安定的に発生する平坦な繊維状(fibrous)延性破面(以下Dfと記す)、(2)破面Dfの先端から生じる脆性破面(B)、(3)試験片の両サイドで形成されるほぼ45°の傾斜を持った延性破面であるシアリップ(Ds)および(4)脆性破壊が停止し、試験片が破断・分離するときに見える試験片エンドの延性破面(De)。当然、試験温度によってはこれらの破面がすべて生じることはないが、遷移領域における破面の形成過程はこの順番になっていると考えられる。この4つの破面のうち、(1)と(4)は位置的には異なるが、いずれも平坦な延性破面であり、同じ破面形態とみなして以降の解析を行う。

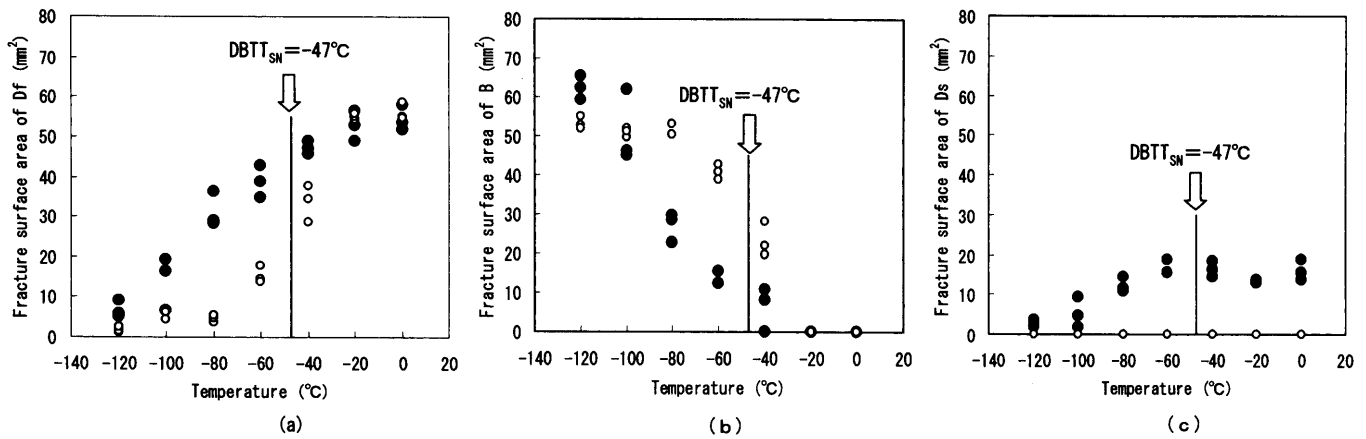


Fig. 7. Variation of area of fracture surfaces, (a) Df, (b) B and (c) Ds with test temperature in Charpy test (HT780a).

すなわち、 $E_D = E_{Df}$ とする。これは後述の破面エネルギー解析からも確認した。

実験したすべての試験片について、破面を3種類(Df, B, Ds)に分類し、それぞれの面積を測定した。Fig. 7に各破面の面積と試験温度の関係を、HT780a鋼を例にして示す。破面Dfは遷移領域においてSTD-Cvの方がSN-Cvよりも大きくなり、それに対応して破面Bは小さくなる。一方、両試験での典型的な違いはシアリップであり、Ds破面はSTD-Cv試験では遷移領域より高温側で観察されるのに対し、SN-Cv試験では認められない。これは、サイドノッチを付けることで試験片両端部の拘束が強くなることによるものである。

4.2 破面形成エネルギー

Fig. 5に示したSTD-CvとSN-Cv試験による吸収エネルギーの差が破面形態の違いからどのように説明できるかを明らかにする目的で、各破面の単位面積当たりのエネルギーを算定してみる。破面Df, B, Dsを形成する単位エネルギーを $E_{Df}$ ,  $E_B$ ,  $E_{Ds}$ とし、ある試験片で測定したそれぞれの面積を $A_{Df}$ ,  $A_B$ ,  $A_{Ds}$ とする。単位破面形成エネルギーには温度依存性がないとすると、その試験片の吸収エネルギー、 $vE$ は次式で与えられる。

$$vE = E_{Df}A_{Df} + E_B A_B + E_{Ds}A_{Ds} \dots\dots\dots (3)$$

$vE$ はシャルピー試験から求められ、また、測定した各破面の面積をもとに、全試験片について(3)式を重回帰分析することで、単位面積当たりの各破面の形成エネルギー $E_{Df}$ ,  $E_B$ ,  $E_{Ds}$ を決定することができる。この単位破面形成エネルギーは、それぞれの破面全体に対する平均エネルギーであり、き裂の発生エネルギーのみならず伝播エネルギーを含めて平均化したものである。

このようにして求めた個々の単位破面エネルギー値および各破面のエネルギーを $E_{Df}$ で無次元化した値をまとめてTable 3に示す。Table 3から $E_{Df}$ は供試材料によって異なった値となるが、 $E_{Df}$ で無次元化した値には一定の傾向が認

Table 3. Fracture surface energies of Df, B and Ds obtained by regression analysis ( $J/mm^2$ ).

Steel		$E_{Df}$	$E_B$	$E_{Ds}$	$E_B/E_{Df}$	$E_{Ds}/E_{Df}$
Welded joint	UF610C	4.60	0.48	9.39	(0.10)	(2.04)
	SN400B	2.10	0.27	5.22	(0.13)	(2.49)
Base metal	SM490A	2.35	0.17	4.38	(0.07)	(1.86)
	SM490C	3.66	0.31	8.75	(0.08)	(2.39)
	HT780a	2.42	0.37	5.42	(0.15)	(2.24)
	HT780b	2.39	0.38	7.56	(0.16)	(3.16)

められる。すなわち、

$$E_B/E_{Df} \approx 0.1 \dots\dots\dots (4)$$

$$E_{Ds}/E_{Df} \approx 2.3 \dots\dots\dots (5)$$

という関係にある。ここで、破面単位エネルギーには温度依存性がないと仮定したが、得られた破面単位エネルギーから(3)式を用いて推定した吸収エネルギー値とシャルピー試験の実測値を比較した結果、全試験温度範囲にわたってよい対応を示していた。このことから、この仮定はほぼ妥当であると結論できる。

4.3 STDとSN-Cvの破面形態

Fig. 7に示したようにSTD-Cv試験とSN-CV試験における破面形態の大きな違いは、サイドノッチを入れることでDfの面積が減少(その分Bの面積の増大)し、Dsの面積が消滅することである。そこで、STD-Cv試験とSN-CV試験のDfおよびDsの面積差を $\Delta A_{Df}$ ,  $\Delta A_{Ds}$ とし、試験温度に対する関係を調べた。すべての供試材についての傾向を見るために試験温度をSN-Cv試験の破面遷移温度( $DBTT_{SN}$ )で標準化して表したものがFig. 8である。

Fig. 8(a)に示した $\Delta A_{Df}$ と $T - DBTT_{SN}$ の関係を見ると、 $T - DBTT_{SN} = -80^\circ C$ 付近から $\Delta A_{Df}$ は大きくなり、 $T - DBTT_{SN} = -10^\circ C$ 近傍で最大となり、その後、温度の上昇とともに減少して、 $T - DBTT_{SN} = 30^\circ C$ あたりで差はなくなる。また、 $\Delta A_{Df}$ の最大値は供試材によって異なり、HT780鋼では $25 mm^2$ に達するのに対し、SM400B鋼では

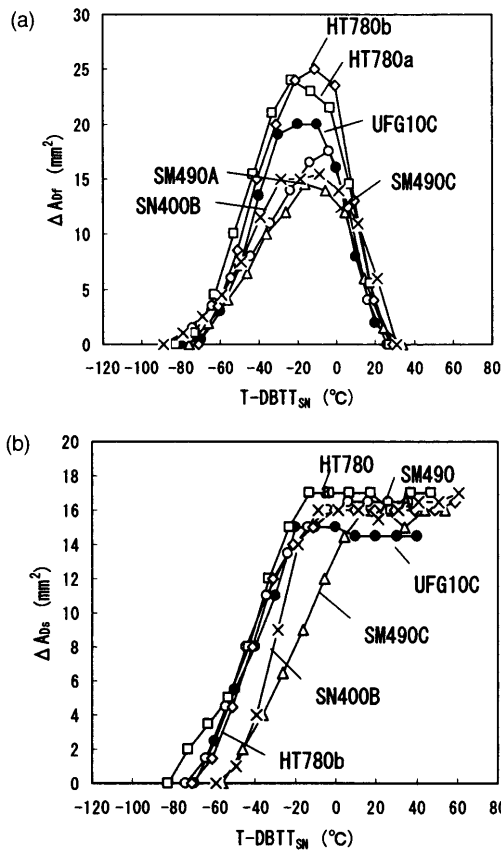


Fig. 8. (a) Variation of difference in fracture surface area of Df between STD- and SN-Cv tests,  $\Delta A_{Df}$  with normalized test temperature,  $T-DBTT_{SN}$ . (b) Variation of difference in fracture surface area of Ds between STD- and SN-Cv tests,  $\Delta A_{Ds}$  with normalized test temperature,  $T-DBTT_{SN}$ .

15 mm<sup>2</sup>程度となり、供試鋼材の強度に依存する傾向が見られる。

一方、Fig. 8(b)に示した  $\Delta A_{Ds}$  と  $T-DBTT_{SN}$  の関係は、 $T-DBTT_{SN} = -70$  °C 付近から  $\Delta A_{Ds}$  は増加し始め、 $T-DBTT_{SN} = -20$  °C 近傍で最大に達し、それより高温側ではその値で一定となっている。最大値はほぼ  $\Delta A_{Ds} = 16$  mm<sup>2</sup> であり、これは試験片の両サイドで平均的にほぼ 1 mm 厚さのシアリップが形成されたことに対応しており、今回の試験ではサイドノッチの面積に相当している。

### 5. 考察

単位破面エネルギーのうち  $E_{Df}$  の値がわかれば、(4)、(5)式より他の単位破面エネルギーを求めることができる。そこで  $E_{Df}$  値について SN-Cv 試験で得られたアッパーシェルフエネルギー ( $E_{shelf,SN}$ ) との関係調べた結果を Fig. 9 に示す。極めて良い相関が認められ、この関係は次式で与えられる。

$$E_{Df} = 0.0178 E_{shelf,SN} \quad \text{.....(6)}$$

このことから、SN-Cv 試験から  $E_{shelf,SN}$  を求めれば、 $E_{Df}$  が

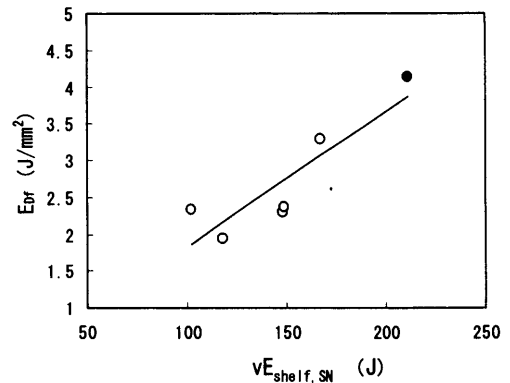


Fig. 9. Relationship between unit surface energy of Df,  $E_{Df}$  and upper shelf energy of SN-Cv test.

得られ、さらに、他の破面エネルギーも推定することができる。

次に、(5)式の  $E_{Ds} = 2.3E_{Df}$  の関係について検討する。Knott<sup>14)</sup>は、Kraft らが行った広幅試験による延性破壊の板厚効果を検討し、延性破面を板厚両表面のシアリップと板厚中央部の平坦な破面に分け、それぞれの単位破面仕事を 200 GJ/mm<sup>2</sup>、20 GJ/mm<sup>2</sup> としてエネルギー解放率を次式で与え、実験結果をよく説明している。

$$Gc = 200s^2 + 20(1-s) \quad \text{.....(7)}$$

ここで、 $s$  は板厚全体に占めるシアリップの厚さであり、片側で  $st/2$  ( $t$ : 板厚) のシアリップ厚さとなる。き裂が  $\Delta a$  だけ進展するときの試験片板厚全体にわたるエネルギーは、

$$W = tGc\Delta a \quad \text{.....(8)}$$

となる。シャルピー試験片で片側のシアリップ厚みを 1 mm とすると  $S = 0.2$  となり、(7)、(8)式より

$$W = 80t\Delta a + 160t\Delta a \quad \text{.....(9)}$$

が得られる。第1項がシアリップ形成によるエネルギー、第2項が中央部の平坦な延性破面に対するエネルギーである。

一方、本研究の解析で延性破面に比べて脆性破面のエネルギーは小さいことからそれを無視すると、

$$E = A_{Ds}E_{Ds} + A_{Df}E_{Df} = 2\Delta aE_{Ds} + 8\Delta aE_{Df} \quad \text{.....(10)}$$

よって、(9)、(10)式のそれぞれの項を対応させることにより

$$E_{Ds}/E_{Df} = 2 \quad \text{.....(11)}$$

となる。今回の結果では平均的に  $E_{Ds}/E_{Df} = 2.3$  となったが、ほぼ同等の値となっている。

### 6. SN-Cv 試験による靱性評価法

Fig. 8(b)に示した結果から  $\Delta A_{D_s}$  (mm<sup>2</sup>)と  $T-DBTT_{SN}$  (°C)の関係は、供試材料によらず次式で与えられる。

$$\Delta A_{D_s} = 0.267(T-DBTT_{SN}) + 18.7$$

$$-70^\circ\text{C} \leq T-DBTT_{SN} \leq -20^\circ\text{C} \dots\dots(12)$$

$$\Delta A_{D_s} = 16 \quad T-DBTT_{SN} \geq -20^\circ\text{C}$$

一方、 $\Delta A_{D_f}$ と  $T-DBTT_{SN}$ の関係についてはFig. 8(a)に示したように $\Delta A_{D_f}$ は  $T-DBTT_{SN} = -10^\circ\text{C}$ で最大となり、Fig.10から、その最大値、 $\Delta A_{D_f,max}$  (mm<sup>2</sup>)は供試鋼の強度 (引張強さ、 $\sigma_B$ , MPa) に依存し、

$$\Delta A_{D_f,max} = 0.0219\sigma_B + 4.1 \dots\dots\dots(13)$$

と表わされ、最終的に、

$$\Delta A_{D_f} = \Delta A_{D_f,max} / [\exp\{-0.1(T-DBTT_{SN}+45)\} + 1]$$

$$T-DBTT_{SN} \leq -10^\circ\text{C} \dots\dots(14)$$

$$\Delta A_{D_f} = \Delta A_{D_f,max} / [\exp\{0.2(T-DBTT_{SN}-10)\} + 1]$$

$$T-DBTT_{SN} \geq -10^\circ\text{C}$$

となる。なお、ここでレーザー溶接金属の $\sigma_B$ は硬さから推定した。

STD-Cv試験片の場合にはDf破面は板厚中央部で先行する凸型の形状で進展するのに対し、SN-Cv試験片の場合にはサイドノッチの効果で板厚方向にほぼ均等な形状となっている。その結果、SN-Cv試験の方がSTD-Cv試験に比べて板厚中心部での局所的な応力が高くなり、脆性破壊に転化しやすくなることで、Df破面が小さく ( $\Delta A_{D_f}$ が正) になったと考えられる。

また、(13)式は高強度になるほど $\Delta A_{D_f,max}$ が大きくなり、すなわち、高強度鋼ほど脆性破壊に転化するまでの延性き裂、Dfが大きくなることを示している。このことは、延性き裂先端のき裂開口応力がへき開破壊応力に達したときに脆性破壊に転化すると考えると、へき開破壊応力は高強度鋼ほど大きい<sup>15)</sup>ことから、き裂先端応力がへき開破壊応力に達するにはき裂長さが大きくなる必要があり、そのために延性き裂が低強度鋼に比べてより長く進展する必要があることで理解できる。

SN-Cv試験を行って破面遷移温度、 $DBTT_{SN}$ を決定すると、(12)~(14)式より $\Delta A_{D_s}$ および $\Delta A_{D_f}$ が求まる。一方、SN-Cv試験結果の $vE_{shelf,SN}$ から(6)式を用いて $E_{D_f}$ が得られ、さらに(4)、(5)式により $E_B$ 、 $E_{D_s}$ が決定される。従って、最終的にSTD-CV試験の吸収エネルギー、 $vE$ はSN-CV試験の $vE_{shelf}$ をもとに

$$vE = vE_{shelf,SN} + \Delta A_{D_f}E_{D_f} - \Delta A_B E_B + \Delta A_{D_s}E_{D_s}$$

$$= vE_{shelf,SN} + (0.9\Delta A_{D_f} + 2.3\Delta A_{D_s})E_{D_f} \dots\dots\dots(15)$$

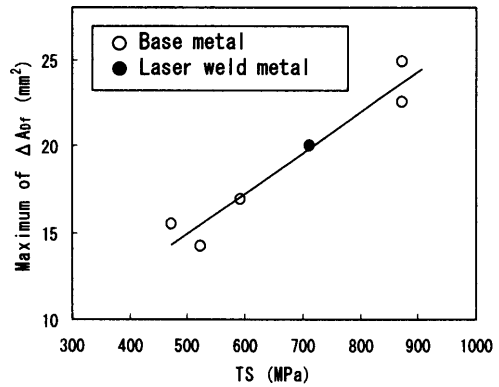


Fig. 10. Relationship between maximum  $\Delta A_{D_f}$  and tensile strength of steels.

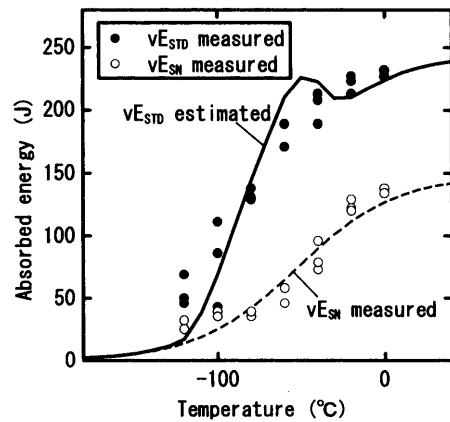


Fig. 11. Comparison between measured and estimated absorbed energy for HT780a steel.

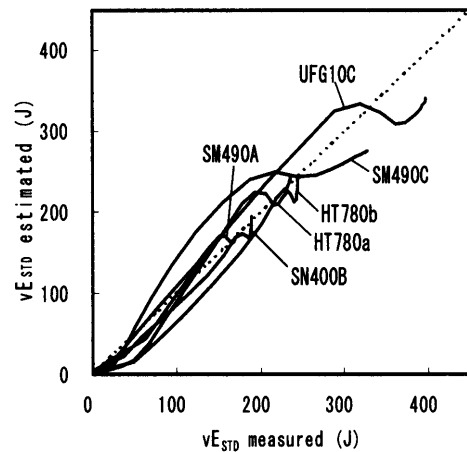


Fig. 12. Relationship between measured and estimated absorbed energy for materials tested.

で推定できる。

HT780a鋼についてSN-Cvの実験点 (○) を結んだ破線をもとに推定したSTD-Cvの吸収エネルギー遷移曲線と実験値 (●) の比較をFig.11に示す。さらに、供試した全鋼材について、SN-CV試験の吸収エネルギー遷移曲線から推定したSTD-CV試験の吸収エネルギー遷移曲線と実験で得られた遷移曲線との対応関係を調べたのがFig.12であ

る。極めてよい推定結果を与えていることがわかる。このことから、ここで提案した手法によりSN-Cv試験からSTD-CVの吸収エネルギーを推定、評価できることがわかった。

## 7. 結言

微細粒鋼のレーザー溶接金属及びSN400からHT780鋼の5種類の母材について、STD-Cv及びSN-Cv試験を行い、両試験における破面率及び吸収エネルギーの違いを破面形態と単位破面エネルギーから検討し、以下の結論を得た。

(1) SN-Cv試験では、STD-Cv試験に比べて吸収エネルギーは低下し、破面遷移曲線は高温側に移行する。

(2) シャルピー試験片の破面は、切欠き先端および試験片端部で観察される平坦な延性破面(Df)、試験片の両サイドのシアリップ破面(Ds)および脆性破面(B)に分類できる。SN-Cv試験ではDfは減少(その分Bが増加)し、Ds破面は観察されなかった。

(3) 個々の試験片について各破面の面積を測定し、全試験片に対して重回帰分析を行うことで、各破面の単位面積あたりのエネルギーを求めた結果、 $E_B/E_{Df}=0.1$ 、 $E_{Ds}/E_{Df}=2.3$ の関係が得られた。

(4) SN-Cv試験とSTD-Cv試験におけるDs破面の面積差は全供試鋼について $T-DBTT_{SN}$ と単一の関係になり、また、Dfの面積差は強度及び $T-DBTT_{SN}$ の関数で表示できる。

(5) これらの関係を用いて、SN-Cv試験結果のみからSTD-Cv試験の吸収エネルギーを推定できることがわかった。

## 文 献

- 1) S.Torizuka, K.Nagai and A.Sato: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **42** (2001), 287.
- 2) Y.Hagiwara, M.Niikura, M.Shimotomai, Y.Abe and Y.Shirota: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **42** (2001), 36.
- 3) S.Tsukamoto, I.Kawaguchi, T.Otani, G.Arakane and H.Honda: Proc. 6th Int. Conf. on Trends in Welding Research, ASM International, (2002), 459.
- 4) H.Yamaoka, M.Yuuki, K.Tsuchiya, R.Ikeda, Y.Kitani and K.Yasuda: *Preprints of Nat. Meeting of Jpn. Weld. Soc.*, **67** (2000), 242.
- 5) T.Otani, S.Tsukamoto, G.Arakane, Y.Kawaguchi and A.Ohmori: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **21** (2003), 425.
- 6) J.K.Kristensen, K.Borggreen, S.Knudsen and R.Denys: Proc. 2nd Int. Symp. on Mis-matching of Welds (Mis-mach '96), Geesthacht, Germany, (1996).
- 7) M.Kocak, S.Riekehr, J.dos Santos, N.Cardinal, S.Webster, J.K.Kristensen, K.Borggreen, R.Klein and R.Fisher: Proc. European Symp. on Assessment of Power Beam Welds, Geesthacht, Germany, (1999).
- 8) S.Satoh, M.Toyoda, K.Nohara, S.Takeda and M.Nayama: *J. Jpn. Weld. Soc.*, **51** (1982), 679.
- 9) K.Satoh, M.Toyoda, F.Minami and K.Funato: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **3** (1985), 97.
- 10) Guidelines for Approval of CO<sub>2</sub>-Laser Welding, Lloyd's Resister of Shipping, (1997).
- 11) T.Misawa, S.Takasa, Y.Nakano and K.Yasuda: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (2000), 707.
- 12) S.Torizuka, T.Inoue and K.Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 793.
- 13) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, K.Yamada and Y.Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 857.
- 14) J.F.Knott: *Fundamentals of Fracture Mechanics*, Butterworths, (1973), 128.
- 15) T.Miyata, T.Tagawa and S.Aihara: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 583.