

# 微小衝撃試験片法による 鉄鋼レーザ溶接金属の延性脆性遷移の評価

三沢 俊平\*・高佐 成樹\*<sup>2</sup>・中野 善文\*<sup>3</sup>・安田 功一\*<sup>3</sup>

Ductile-Brittle Transition Evaluation of Laser Welded Steel Metal  
by Means of Small Specimen Impact Test

Toshihei MISAWA, Seiju TAKASA, Yoshifumi NAKANO and Kohichi YASUDA

**Synopsis :** Small specimen impact tests using miniaturized specimens with 1.5, 1.0 and 0.7mm square and 20mm length were carried out to evaluate the toughness of a laser welded metal which has been difficult to estimate accurately by the standard full or half size specimens due to a fracture path deviation from weld metal to base metal. Three kinds of steel welded metals with a quite same chemical composition were examined: submerged arc welded metal (Type S), laser welded metal on the submerged arc welded metal (Type L), and the submerged arc welded metal subjected to a thermal cycle with water quenching after welding (Type T).

A reliable ductile-brittle transition temperature (DBTT) and fracture appearance transition temperature (FATT) based on the data partitioning method were obtained by using the miniaturized specimens with keeping correlations to those of the standard size specimen. The DBTTs and FATTs given by each size specimens showed a simple linear correlation, though lower DBTT and FATT were given by smaller specimens. The laser welded metal composed of an extremely fine acicular ferrite structure was estimated to have such an excellent toughness as 168K DBTT in conversion to the standard size specimen. The small specimen impact tests using miniaturized specimens were established as a useful method to estimate toughness in a small and narrow region of welded steels.

**Key words :** ductile-brittle transition; toughness; weld metal; laser welding; impact test; small specimen; miniaturized specimen; transition temperature; size effect; acicular ferrite.

## 1. 緒言

長大橋や高層建築などの溶接構造物は大型化の一途をたどっており、溶接施工においても、作業効率の向上を目的に大入熱溶接が適用されている。これらの溶接構造用鋼は軽量化のため高強度化され、これに伴う溶接性の劣化を改善するため、制御圧延鋼が適用される事例も増えている<sup>1,2)</sup>。さらに溶接部の欠陥や外観不良を低減させる溶接材料や施工法の開発も進められている<sup>3)</sup>。

一方、これまで主に薄板の切断や溶接などの熱加工に用途が限定されていたCO<sub>2</sub>レーザ溶接は、近年の技術革新によって飛躍的に大出力化したことにより、厚板構造物の溶接への適用が検討され始めている<sup>4)</sup>。レーザ溶接は局部に高エネルギー密度の熱源を投入できるため、溶接部の幅が狭い、熱歪が少ない、効率的な高速溶接ができるなど優れた特性を有しており、厚板分野での応用が期待されている。しかしながら、レーザ溶接部は急速冷却され、局部的に硬化した焼入れ組織になりやすいため、厚板にレーザ溶接を適用する場合、溶接部の正確な靱性評価が必要かつ重要となる。

金属材料の靱性評価は通常、標準寸法(10×10×55mm<sup>3</sup>)の試験片を用いたシャルピー衝撃試験法によって実施されるが、レーザ溶接部ではき裂は硬化した溶接金属を進展せず、溶接金属の適正な靱性評価が困難である。き裂を直進させる3面ノッチ付き衝撃試験片を用いて溶接金属の靱性を評価した例がある<sup>5-7)</sup>。しかし、得られた結果を標準試験片の場合と比較するには、複雑なノッチ形状による応力分布状態の変化を考慮しなければならないが、その解析例の報告はほとんどない。

中性子照射および特殊環境下における材料の強度特性評価法として、微小試験片による評価技術が発展してきた<sup>8,9)</sup>。豊富なデータの蓄積からこの技術の有用性は広く実証されており、小型パンチ試験による溶接熱影響部の靱性評価例も報告されている<sup>10)</sup>。試験片の小型化に伴う力学的特性の変化も解析され、規格試験法との相関も明らかにされつつある。

そこで本研究では、レーザ溶接部の靱性を直接評価するために、溶接構造用鋼のレーザ溶接部から採取した小型試験片を用いて微小衝撃試験を実施し、評価した靱性に及ぼ

平成8年2月7日受付 平成8年4月12日受理 (Received on Feb. 7, 1996; Accepted on Apr. 12, 1996)

\* 室蘭工業大学工学部 (Faculty of Engineering, Muroran Institute of Technology, 27-1 Mizumoto-cho Muroran 050)

\* 2 室蘭工業大学大学院生 (Graduate Student, Muroran Institute of Technology)

\* 3 川崎製鉄(株)技術研究所 (Technical Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of base metal, welding wire and weld metal (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	Al	B	N	O
Base metal	0.040	0.30	1.14	0.006	0.001	0.20	0.20	0.01	0.001	0.035	0.046	0.008	0.033	0.0001	0.0040	-
Welding wire	0.045	0.16	1.36	0.007	0.002	0.01	0.02	0.09	0.190	-	-	0.130	0.029	0.0080	0.0035	-
Weld metal	0.041	0.31	1.28	0.009	0.003	0.13	0.14	0.03	0.063	0.026	0.029	0.024	0.014	0.0012	0.0035	0.0278

Table 2. Vickers hardness, cooling time and rate of three type weld metals.

	Cooling time from 1073 to 773K / s	Cooling rate between 1073 and 773K / K/s	Hardness Hv
Type S	50.0 (Submerged arc welding)	6	205
Type T	0.8 (water quenched)	375	308
Type L	1.5 (Laser welding)	200	258

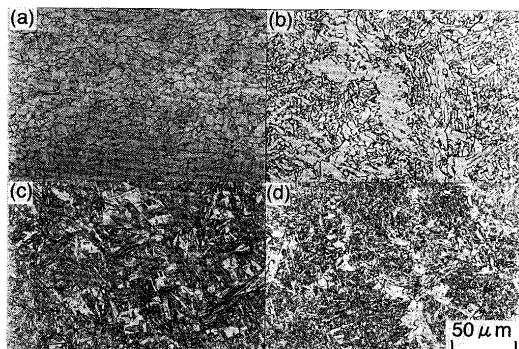


Fig. 1. Optical micrographs of the (a) base metal, (b) submerged arc weld metal (type S), (c) thermal treated submerged arc weld metal (type T) and (d) laser weld metal (type L).

す試験片の寸法効果および規格試験法との相関について検討した。

## 2. 実験方法

### 2・1 溶接金属と組織

板厚22.83mmの溶接構造用極低炭素鋼板(API grade X60)を突き合わせて、深さ11.5mm、65°のY型開先を加工し、サブマージーク溶接(SAW)を実施した。溶接条件は、溶接入熱6.52kJ/mm、溶接速度1330mm/minであり、内部欠陥の防止や良好な溶接ビード形状を考慮して4電極1パス溶接を実施した。溶接用母材(Base metal)、溶接用ワイヤ(Welding wire)および溶接金属(Weld metal)の各化学組成をTable 1に示す。SAWのままの溶接金属をType Sとした。Type Sの表層を約4mm切削してスケールを除去した後、出力5.5kW、溶接速度 $1 \times 10^3$ mm/minでフィラーワイヤを用いずにCO<sub>2</sub>レーザー溶接を行って得られた溶接金属をType Lとした。比較のために、Type Sにさらに急速冷却の再現熱処理(1573Kに加熱後、直ちに水冷)を施した溶接金属をType Tとした。従って、Type S、LおよびTの溶接金属は冷却速度は異なるものの、いずれも同一の化学組成を有している。これら3種類の溶接金属の1073Kから773Kまでの冷却における所要時間、冷却速度および硬さをTable 2に示す。3種類の溶接金属の組織写真を、母材組織と併せ

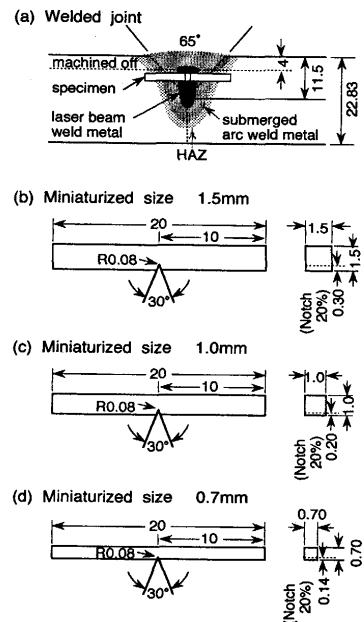


Fig. 2. Geometry of the weld joint and the three kinds of miniaturized specimens: (a) weld joint, miniaturized specimens of (b) 1.5mm, (c) 1.0mm and (d) 0.7mm square (unit: mm).

てFig. 1に示す。Type Sは均質なアシキュラーフェライト組織であり、これにCO<sub>2</sub>レーザー溶接を施したType L(Fig. 1(d))は、Type Sの組織よりさらに微細なアシキュラーフェライト組織に変化している。Type Sに急速冷却熱サイクル処理を施したType Tは、マルテンサイトを主体とした焼入れ組織を呈していた。

### 2・2 微小衝撃試験片

微小衝撃試験に先立って、JIS規格試験法であるシャルピー衝撃試験を行った。試験片は、標準試験片(JIS 4号試験片、 $10 \times 10 \times 55$ mm<sup>3</sup>)と、断面がその1/2寸法のサブサイズ試験片( $5 \times 10 \times 55$ mm<sup>3</sup>)の2種類のシャルピー衝撃試験片であり、曲率半径 $R=0.25$ mm、開き角45°、深さ2mmの共通なV型ノッチである。Type S、T、Lの各3種類の溶接金属の中央部に試験片ノッチを配して、それぞれ15本ずつ試験片を採取し、173~293Kの温度域で衝撃試験を行った。

Fig. 2(a)に、溶接金属と微小試験片の採取位置を示す。全長は20mmに統一し、Fig. 2(b)~(d)に示す断面積が $1.5 \times 1.5$ 、 $1.0 \times 1.0$ 、 $0.7 \times 0.7$ mm<sup>2</sup>の3種類の試験片を準備した。以下、それぞれ1.5、1.0、0.7mm角試験片と呼ぶことにする。全ての試験片は、無歪放電加工によって曲率半径 $R=0.08$ mm、開き角30°、深さ20%(1.5、1.0、0.7mm角に対してそれぞれ0.30、0.20、0.14mm)のV型ノッチを施した。ノッチは、標準およびサブサイズ試験片と同様にそれぞれの溶

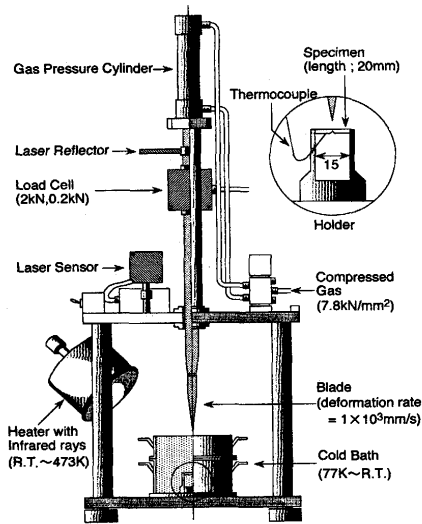


Fig. 3. Schematic illustration of the impact testing machine for the miniaturized specimens.

接金属中央部において、溶接線方向に加工した。

### 2・3 微小衝撃試験法

微小衝撃試験は、著者らの研究機関(室蘭工大)において Kimuraら<sup>11)</sup>によって開発された微小衝撃試験機を用いて実施され、その概略図をFig. 3に示す。衝撃力は、圧縮ガスで駆動するシリンダーロッドの下部に取り付けられたブレードにより、試験片に対して垂直に負荷し、衝撃試験中の荷重は、ブレードの直上に設置されたロードセルによって測定した。ブレードの変位および速度は、反射板を利用した半導体レーザー変位計によって測定し、衝撃試験速度は、ガス圧を調整して、 $1 \times 10^3 \text{ mm/s}$ で行った。衝撃吸収エネルギーは、計測された荷重-変位曲線下の面積を算出して求めた。微小試験片を支える試験片ホルダーは、Fig. 2に示す試験片の大きさに合わせて3種類を用意し、ブレード接触面の反対側にノッチを配置した試験片を、ホルダーに据え付けた。低温度域の試験温度は、液体窒素で冷却した有機溶媒(イソペンタン)を恒温槽中に注入し、一方、室温以上の高温域は赤外線放射加熱装置を用いて制御した。試験片を各設定温度に約15分間保持した後、衝撃試験を開始した。

破面形態、破面率、破面遷移温度を調べるため、走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて、破面観察を行った。

## 3. 結果および考察

### 3・1 延性脆性遷移曲線および延性脆性遷移温度

最初に、標準試験片とサブサイズ試験片を用いたシャルピー衝撃試験により、Type S, T, Lの各3種類の溶接金属におけるシャルピー衝撃吸収エネルギー、延性脆性遷移曲線および脆性破面率を測定して評価した延性脆性遷移温度(DBTT)および破面率遷移温度(FATT)を、Table 3に示す。Type SとTのDBTTおよびFATTは評価でき、ともに試験片寸法の減少に伴って低下している。しかしながら、

Table 3. Ductile - brittle transition temperature (DBTT) and fracture appearance transition temperature (FATT) using by standard and subsize (half size) Charpy impact specimens sampled from welded joint.

	Standard size 10×10×55 mm <sup>3</sup>		Subsize 5×10×55 mm <sup>3</sup>	
	DBTT / K	FATT / K	DBTT / K	FATT / K
Type S	224	207	208	191
Type T	259	256	223	213
Type L	FPD	FPD	FPD	FPD

FPD : not estimated due to fracture path deviation

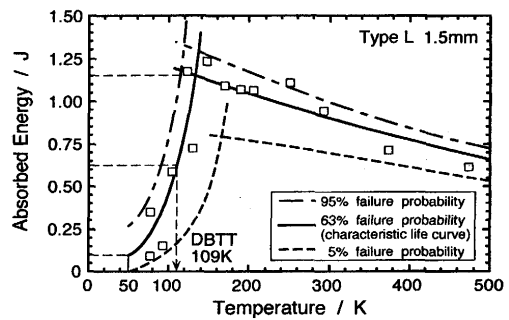


Fig. 4. An example of the ductile-brittle transition curve showing a statistical reliability of the absorbed energy obtained by the miniaturized impact test.

レーザ溶接によるType Lは、き裂が硬い溶接金属を回避して母材側へと進展したため、この寸法のDBTTおよびFATTを評価できなかった。Type S, Tについて得られたDBTTとFATTの値は、以下に行う微小試験片の結果との比較検討のために用いる。

そこで、破断部全体がレーザ溶接金属となるように、試験片を超小型化する必要がある。1.5, 1.0, 0.7mm角の3種類の微小試験片を用いた結果、ノッチ底から発生したき裂は、母材側に回避することなく、溶接金属内を進展した。これら3種類の微小試験片を用いることにより、レーザ溶接金属のような微小硬化部の衝撃吸収エネルギーを実測することが可能となった。

Fig. 4に、1.5mm角試験片を用いてレーザ溶接部について求めた延性脆性遷移曲線を示す。Bishopら<sup>12)</sup>は、わずかなデータ点しかなく、かつそのデータ点のばらつきも大きいシャルピー衝撃吸収エネルギーの延性脆性遷移曲線を評価するため、最弱リンクモデルに基づくワイブル分布の温度依存パラメータ(形状係数 $m$ , 特性寿命 $\eta$ )を利用した統計的解析法を開発した。さらに、Manahanら<sup>13)</sup>は、上部棚・延性領域と下部棚・脆性領域を区別して、それぞれの領域について最小二乗回帰近似を用いるデータ分配法を開発した。このように、信頼性の高い遷移曲線を得ることができると統計処理<sup>13,14)</sup>を、微小衝撃試験から得られた吸収エネルギーデータに実施した。Fig. 4中の中央に描かれた2本の実線は、その温度において全体の63%が破壊するエネルギーを示し、特性寿命曲線と呼ばれる。以下、この特性寿命曲線をもって延性脆性遷移曲線とした。Misawaら<sup>8,14)</sup>は、小型

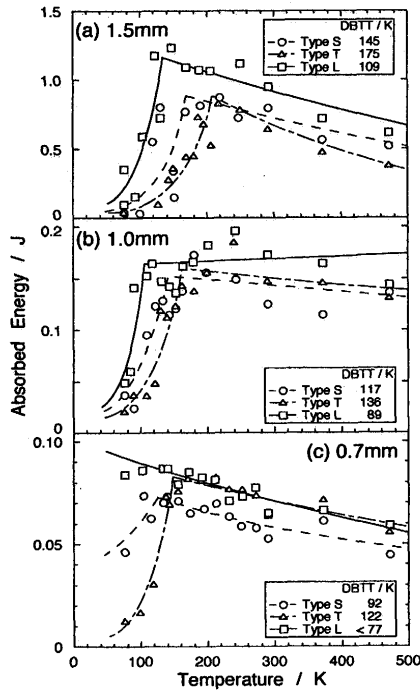


Fig. 5. Ductile-brittle transition curves and temperatures (DBTT) of (a) 1.5mm, (b) 1.0mm and (c) 0.7mm square specimens.

パンチ試験法によるフェライト鋼の延性脆性遷移データの解析にデータ分配法を適用して、信頼性の高い遷移曲線およびDBTTの評価を行っている。本研究におけるDBTTの見積りは、Misawaら<sup>8,14)</sup>の定義に従って、2つの曲線が交差する最大吸収エネルギー値と50Kのエネルギー値の算術平均のエネルギー値に相当する温度とした。

3種類の微小試験片を用いて得られた3つの溶接金属のそれぞれの延性脆性遷移曲線とDBTTの値を、Fig. 5に示す。3つの溶接金属のDBTTの大小関係は、全ての試験片寸法において同じ傾向を示す。1.5mmおよび1.0mm角の試験片において、Type Lの上部棚エネルギーは、S、Tと比較して、高い値を示していることから、本研究に供したレーザ溶接組織は延性領域において良好な靱性を有する。さらに注目すべき点は、最小寸法である0.7mm角試験片において、Type Lの吸収エネルギーは、液体窒素温度(77K)においても高い靱性が維持されていることである。極小寸法である0.7mm角におけるType LのDBTTは、77Kよりも低温側に位置する。この結果は、試験片寸法の減少に伴う変形様式の変化に起因すると考えられる。従って、微小衝撃試験法により、本レーザ溶接金属のごとく高靱性を有する溶接金属のDBTT評価試験に液体窒素を用いる場合には、最小寸法が存在して、1.0mm角以上の寸法の微小試験片を用いることが必要となる。

### 3・2 延性脆性遷移温度に及ぼす寸法の影響

Fig. 5において示したごとく、3つの溶接金属について得られたそれぞれの吸収エネルギーは、試験片寸法の減少に伴い低下し、またDBTTは、試験片寸法の減少に伴い低温

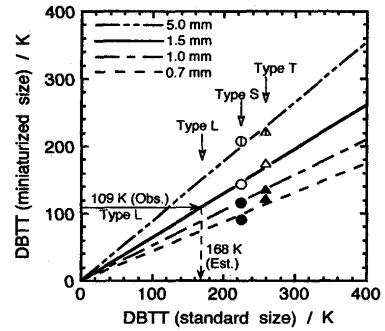


Fig. 6. The linear correlations between the DBTTs of the standard impact specimen and the subsized and miniaturized impact specimens.

側へ移行する。本節ではDBTTに及ぼす試験片寸法の影響について検討した。Fig. 6は、標準試験片を用いてDBTTの実測が可能であったType SおよびTについて、標準試験片のDBTTに対して、サブサイズ試験片を含む各4種類の試験片寸法から得られたDBTTを整理した結果である。同一寸法の試験片についてみると、標準試験片と直線関係にあり、溶接金属の違いは直線上に反映される。試験片寸法の減少に伴い、この直線の勾配が小さくなる。このように、微小試験片から得られるDBTTは、同一寸法の試験片と比較すれば、標準試験片のDBTTとの間に相関があるので、溶接金属の種類によるDBTTを微小試験片から評価できることになる。標準試験片を用いては実測できなかったType LのDBTTは、1.5mm角試験片で測定されたDBTT(109K)を、Fig. 6中の直線から外挿すると、約168Kと推定でき、別に1.0mm角試験片のDBTT実測値(89K)から推定される約167Kと一致する。このように、いずれの微小試験片の結果からも、ほぼ同一のDBTTが推定され、本評価方法の妥当性および信頼性が確認される。微小衝撃試験において、DBTTおよび上部棚エネルギーは、ともに試験片寸法の小型化に伴い低下することを、Fig. 5から述べた。衝撃試験においてはこのような寸法効果が知られており<sup>15)</sup>、溶接金属について調べた本研究結果はこれら非溶接金属についての結果と一致する。

標準試験片、サブサイズ試験片、3種類の微小試験片から得られた全てのDBTTを、試験片の板厚(試験片の幅、すなわち試験片に触れた衝撃刃の刃縁に沿った方向)で整理した結果を、Fig. 7に示す。Type Lの標準試験片のDBTTは、Fig. 6の直線関係から推定した値である。3つの溶接金属に区別して求めたDBTTは、いずれも試験片寸法の減少に伴い低温側へ移行する。特に、2mm以下の板厚になると、試験片寸法依存性が大きい。試験片寸法の小型化に伴うDBTTの低下は、負荷時の試験片の応力状態が平面歪状態から平面応力状態へと近づき、せん断破壊の割合が増加するためであると考えられる。さらに、小型化に伴いノッチ底の応力集中が緩和されて、靱性低下が抑制され、低温においても延性破壊が支配的となることに起因すると推定される。

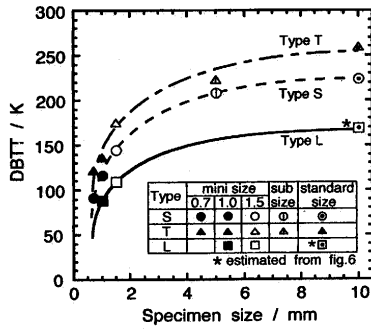


Fig. 7. Influence of specimen thickness on the DBTT between the standard and the miniaturized impact specimens.

一方、試験片寸法の小型化に伴う上部棚エネルギーの低下は、破断に要する容積の減少のためと解釈される。

衝撃試験片にノッチ加工を施す理由は、塑性拘束を大きくして割れ発生箇所を限定し、破壊を促進させるためである。本来、応力状態の異なる試験片間の寸法効果を検討するには、試験片ノッチの半径、深さおよび角度に依存する応力拡大係数を考慮しなければならない。この応力拡大係数を含むパラメータを使用して、微小試験片から得られた上部棚エネルギーおよびDBTTを標準化する試みが、非溶接金属において報告<sup>16,17)</sup>されているので、溶接金属においてもこのような検討が今後の課題となる。

3・3 破面形態および破面率遷移温度

1.5mmおよび1.0mm角試験片について、3つの溶接金属の破断面をSEMによって観察した。完全に破断していない試験片については、液体窒素中で荷重を負荷し、未破断部を強制的に破断させた。この2次の破断領域は、延性領域として扱う。全ての破断試験片について、ノッチ底から発生したき裂が、母材側に回避することなく、溶接金属中を進展していることが観察された。0.7mm角試験片については、脆性域においても未破断部が少なくなかった。破面観察結果から、低温領域は、ほとんど塑性変形を伴わないへき開破面を呈する脆性破面であり、高温領域は、ノッチ底から広がるストレッチゾーンとそれに続く塑性変形に伴う大小のディンプルとからなる延性破面を示す。遷移温度領域は、両者の混合破面である。このような破面形態の温度依存性は、全ての溶接金属において、ほぼ同様の傾向を示した。ただし、冷却速度が最大でマルテンサイト組織を有する急速冷却材Type Tの延性領域の破面は、L、Sと比較して、より均一なディンプルの形状が特徴的であった。

小型化した微小試験片は、標準試験片と類似した延性脆性破面の遷移形態を示した。そこで、標準試験片の破断面について行われている脆性破面率および破面率遷移温度(FATT)の評価が、微小試験片において可能となる。Fig. 8に、1.5mmおよび1.0mm角試験片における破面率遷移曲線を示す。脆性破面率50%を、FATTと定義して、3つの溶接金属について得られたそれぞれのFATTの値を図中に示

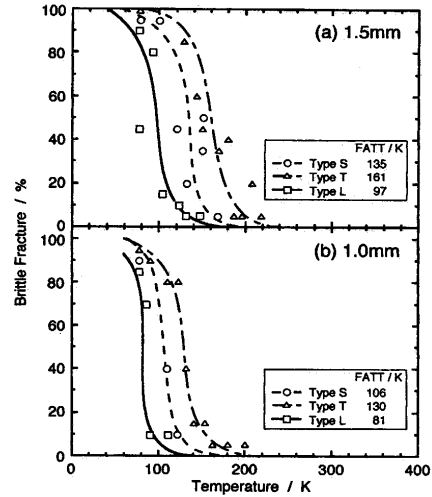


Fig. 8. Fracture appearance transition curves and temperatures (FATT) of the (a) 1.5mm and (b) 1.0mm square impact specimens.

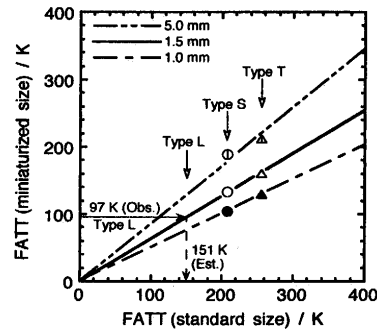


Fig. 9. The linear correlations between the FATTs of the standard impact specimen and the subsize and miniaturized impact specimens.

す。FATTは、試験片寸法の減少に伴い低温側へ移行しており、3つの溶接金属の靱性の差異がFATTに現れている。Type LのFATTが最も低い値を示していることから、破面観察からも本レーザ溶接金属は良好な靱性を有することが明らかとなった。

Fig. 9に、標準試験片を用いてFATTの実測が可能であったType SおよびTについて、サブサイズ試験片を含む各3種類の微小試験片から得られたFATTを、標準試験片のFATTに対して整理した結果を示す。同一寸法の試験片についてみると、標準試験片と直線関係にあり、溶接金属の違いは直線上に反映される。試験片寸法の減少に伴い、この直線の勾配が小さくなる。DBTTの場合と同様に、微小試験片から得られるFATTは、同一寸法の試験片と比較すれば、標準試験片のFATTとの間に相関があり、溶接金属の種類によるFATTを微小試験片から評価できることになる。標準試験片を用いては実測できなかったType LのFATTは、1.5mm角試験片で測定したFATT(97K)を、Fig. 9中の直線から外挿すると、約151Kと推定できる。

3・4 延性脆性遷移温度と破面率遷移温度との相関

DBTTと同様に、破面形態、特にFATTは、溶接金属お

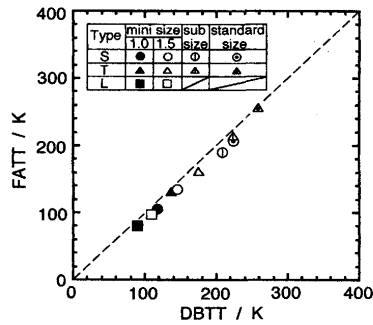


Fig. 10. The linear correlation between DBTT and FATT obtained from the miniaturized, subsize and standard impact specimens for the different weld metals.

よびHAZの靱性を評価するうえで重要となる。Fig.10に、微小試験片、サブサイズ試験片および標準試験片を用いて得られた全てのDBTTとFATTの関係を示す。図中の破線は、DBTTとFATTの等価関係を示す。異なる試験片寸法および溶接金属について実測した全ての値は、1本の直線上に位置している。DBTTとFATTの間には、試験片寸法および溶接金属の種類に依存しない良好な直線関係が見出された。DBTT-FATTのこの良好な直線関係からはずれない範囲の超小型化試験片を用いた微小衝撃試験であれば、鉄鋼材料の微小溶接部の延性脆性遷移特性を適正に評価できることを示唆している。

以上から、今後、超小型試験片を用いた微小衝撃試験法を活用し、従来微小部ゆえに測定が困難であった溶接金属、HAZ、接合金属などの微小部および高強度薄鋼板の靱性および延性脆性遷移特性を、直接評価することが可能となる。さらに、高温エネルギー機器構造用鋼の経年劣化を、実機部材から抽出が可能な微小試験片を用いて、実測評価できることを示唆している。

#### 4. 結言

通常の規格化されたシャルピー衝撃標準試験片では測定困難である鉄鋼材料のレーザ溶接部の靱性、特に延性脆性遷移特性を微小部組織に対応して評価するために、超小型化した試験片を用いた微小衝撃試験法を実施して、以下の結論を得た。

(1) 3種類の寸法に小型化したノッチ付き衝撃試験片(1.5, 1.0, 0.7mm角)を用いて、組織の異なる3種類の溶接金属(Type S, T, L)の延性脆性遷移曲線、遷移温度(DBTT)および上部棚エネルギーを評価できる。

(2) 微小試験片から得られるDBTTは、同一寸法の試験片で比較すれば、標準試験片のDBTTとの間に直線関係が見られ、溶接金属の違いはこの直線上に反映される。DBTTは、試験片寸法の減少に伴い、低温側へ移行する板厚依存

性(寸法効果)を示す。

(3) 微小試験片は、標準試験片と同様の延性脆性破面の遷移形態を示す。微小試験片から得られる破面遷移温度(FATT)は、同一寸法の試験片で比較すれば、標準試験片のFATTとの間に直線関係が見られ、溶接金属の違いはこの直線上に反映される。

(4) 溶接金属の種類をかえて、微小試験片、サブサイズ試験片および標準試験片を用いて得られた全てのDBTTとFATTの間には、一本の直線関係が存在する。

(5) 通常のサブマージ溶接金属と比較して、さらに微細なアシキュラーフェライト組織を呈するレーザ溶接金属(Type L)は、より低いDBTTとFATTを示すことから、良好な靱性を有する溶接金属であると判断できる。

(6) 本研究の成果から、超小型試験片を用いた微小衝撃試験法を活用することによって、従来測定が困難であった鉄鋼材料の微小溶接部、接合部および薄鋼板の延性脆性遷移特性を評価することが、今後可能となる。

終わりに、微小衝撃試験の遂行に当たり、有益なご助言をいただいた東北大学金属材料研究所 木村晃彦助教授(前室蘭工業大学助教授)ならびに森村太郎大学院生に深く感謝する。本研究は、日本鉄鋼協会「材料の組織と特性部会—鉄鋼の高強度化研究会」(京都大学教授 牧 正志主査)の研究活動の一部である。記して関係各位に謝意を表す。

#### 文 献

- 1) 上田修三：鋼構造論文集, 1 (1994), 127.
- 2) 上田修三：鉄鋼の高強度化の最前線, 日本鉄鋼協会編, (1995), 11.
- 3) 阪口修一, 山口忠政, 中野善文：川崎製鉄技報, 26 (1994)4, 163.
- 4) P.Hilton: Industrial Applications for High Power CO<sub>2</sub> Lasers, Connect (TWI), 55 (1994), 3.
- 5) 佐藤邦彦, 豊田政男, 野原和宏, 武田俊一, 名山理介：溶接学会誌, 51 (1982), 679.
- 6) 沼田 淳, 村井康生：神戸製鋼技報, 35 (1985), 27.
- 7) 町田 進, 出口明雄, 香川裕之：圧力技術, 36 (1993)6, 353.
- 8) 三沢俊平：日本金属学会会報, 31 (1992), 1008.
- 9) 日本原子力学会：微小試験片材料評価の進歩, 「微小試験片材料評価」技術研究専門委員会成果報告書, (1992).
- 10) D.Y.Lyu, H.S.You, H.D.Jung, J.K.Lim and S.H.Chung: Proc. of the KSME/JSME Joint Conf. on Fracture and Strength, Seoul, (1990), 557.
- 11) A.Kimura, A.Koya, T.Morimura and T.Misawa: Mater. Sci. and Eng., A176 (1994), 425.
- 12) T.A.Bishop, A.J.Markworth and A.R.Rosenfield: Met. Trans. A, 14A (1983), 687.
- 13) M.P.Manahan, S.Quayle, A.R.Rosenfield and D.K.Shetty: Proc. Int. Conf. on Fatigue, Corrosion Cracking, Fracture Mechanics, and Failure Analysis, Salt Lake City, Utah, Dec. 2-6, 1985, ed. by V.S.Goel, ASM, Ohio, (1986), 495.
- 14) T.Misawa, K.Suzuki, M.Saito and Y.Hamaguchi: J.Nucl. Mater., 179-181 (1991), 421.
- 15) 木村晃彦：金属, 61 (1991)2, 40.
- 16) H.Kayano, H.Kurishita, A.Kimura, M.Narui, M.Yamazaki and Y.Suzuki: J.Nucl. Mater., 179-181 (1991), 425.
- 17) 栗下裕明, 茅野秀夫, 鳴井 実：日本金属学会シンポジウム「照射環境における材料機能評価・予測と関連照射技術」, (1994), 26.