高張力鋼溶接ボンド部の靱性に関する研究(第1報)*

—高張力鋼溶接ボンド部の靱性におよぼす要因について—

菊田 米男** 荒木 孝雄** 佐野 精二郎**
柳 生 俊二** 石 野 良 和**Study on Toughness in Weld Bond for High Tensile
Strength Steel (Report 1)*

—Effect of Some Factors on Toughness in Weld Bond—

by Yoneo Kikuta**, Takao Araki**, Seiji Sano**,
Shyunji Yagiu** and Yoshikazu Ishino**

Abstract

The impact properties at the bond of weld joints for 80 kg/mm² class high tensile strength steels were investigated in relation to the austenite grain size, ferrite lath size and shape of carbide.

Fracture mode at 0°C with increasing heat input changed cleavage type from dimple pattern and fracture continuation was found to pass through a region of the relative rough ferrite lath, which was situated at about 50—250μm from fusion line.

With increasing heat input, the region of the relative rough ferrite lath was widely, austenite grain size at near by bond also grew up and the transition temperature raised. The toughness at near by bond depended on austenite grain size in only rapid cooling rate, but in lower cooling rate and in size of 60—200μm austenite grain, its toughness did not show clearly to depend on austenite grain size.

Therefore, based on the observation of fracture surface and microstructure by two-stage replica method, the unit facet and ferrite lath size were defined. The unit facet and ferrite lath size showed a good correlation to the transition temperature.

These results suggested that the bond brittleness depend on the morphology of structure, namely, the ferrite lath size and/or the distance of individual carbide precipitated lath boundary and in lath.

1. 緒 言

近年、各種高張力鋼が開発され、広い分野に使用されるに至っている。しかしながら、これらの多くの構造用高張力鋼は焼入れ焼戻し処理あるいは各種の元素添加処理等により微細な組織を得て高張力化を計り、強靱な鋼ではあるが、実用面において、溶接により、溶接ボンド部は溶接入熱量の増加にともなって切欠靱性の低下が生じ、脆性破壊の危険性を有する場合もあり、溶接施工上、難点またはそれに対する配慮を伴う場合がある。

このように溶接ボンド部の靱性の低下は溶接構造物が大型化するに伴い、溶接法も厚板を大入熱量にて行われる今日、重大な問題と考えられ、従来より数多くの研究がなされている。一般に溶接ボンド部近傍の靱性は入熱量により、組織的にベイナイト組織を呈する場合、また

は他の組織との混合組織を呈する場合、また、前オーステナイト粒が粗大化する場合等により低下することはよく知られている。しかし、明確にボンド部の靱性を支配する要因を解析されたとはいえない、またベイナイト組織やマルテンサイト組織自体、その靱性を支配する要因は不明なことが多い。

本実験はかかる意味で溶接ボンド部の靱性について、本質的な性状をまず、知るべく、溶接ボンド部の衝撃性質を調べ、組織および破面解析等の結果の比較対応を行った。その結果、冷却時間に依存する組織形態が靱性に関連することが知られ、本実験はさらに、溶接ボンド部の熱サイクルを再現せしめて、連続冷却過程中、恒温変態処理および水冷処理により、種々の組織と靱性を調べた。それらの組織について、その組織形態(主としてベイナイト組織)について、前オーステナイト粒径、フェライトラス(；lath)巾およびセメントタイトの形状・分布と靱性との関連を調べた。

* 原稿受付 昭和49年5月15日(48年度春季大会に発表)

** 正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Eng., Osaka Univ.

2. 実験方法

2.1 供試材料, 溶接試片および熱サイクル再現試片
実験には Table 1 に示す化学組成の市販高張力鋼, 2 種類を用いた.

HT-8-N 鋼を用いた溶接試片の作製は Table 2 に示す溶接条件にて行ない, 継手の溶接入熱量を約 40000 joules/cm, 70000 joules/cm および 160000 joules/cm の 3 種に変化せしめた. 溶接入熱量 160000 joules/cm の場合はエレクトロガス溶接法, 立向き, I 型開先による. 溶接入熱量 70000 joules/cm の場合は被覆アーク溶接棒を用い, 手溶接により, 立向きレ型開先, 5 層盛にて溶接を行なった. 溶接入熱量 40000 joules/cm の場合は被覆アーク溶接棒を用い, 下向きレ型開先, 7 層盛にて溶接を行った. なおいずれの場合も板厚は 30 mm とした.

HT-8-M 鋼を用いた溶接試片の作製はサブマージドアーク溶接により入熱量を約 100000 joules/cm, 82000 joules/cm, 51000 joules/cm, 36000 joules/cm および 13000 joules/cm の 5 種類に変化せしめて行った.

熱サイクル再現試片は HT-8-N 鋼を用い, 最高加熱温度を 1000°C, 1100°C, 1200°C, 1300°C および 1400°C とし, Ar ガスにて A_{c3} 変態点 (823°C) まで急冷し, その後の冷却は 500°C までの冷却速度を 12 sec, 30 sec, 45 sec, 70 sec および 130 sec とした. それぞれの場合の前オーステナイト粒径は 60 μ , 100 μ , 200 μ , 350 μ および 600 μ であった. また, 最高加熱温度を 1350°C とした場合つき, A_{c3} 点より連続冷却過程中 600°C, 550°C, 500°C, 400°C および 350°C にて恒温変態処理および水冷処理を行った.

2.2 衝撃試験

シャルピー衝撃試験片は上記の溶接試片および熱サイクル再現試片より, 2 mmV 型切欠試片 (10 t $\times$ 10 w $\times$ 55 l, mm) として採取した. なお溶接試片 (HT-8-N 鋼) については切欠部が溶接ボンド部, ボンド部より 1 mm,

2 mm, 3 mm および 4 mm の位置となるように加工採取した.

2.3 破面観察および組織観察

衝撃試験後の破断面は Cr shadowing 2 段階レプリカ法を用い, 電子顕微鏡により観察を行った. 破断経路は破面に Ni メッキを付し, 破面に対して (垂直な断面を光学顕微鏡にて観察した. また破面における炭化物の分布状態は E.P.M.A の二次電子線像と同一場所における炭素の特性 X 線像との比較により調べた.

組織観察は光学顕微鏡および電子顕微鏡によったが, とくに, フェライト巾およびセメントナイト間の間隔は電子顕微鏡により詳細に測定した.

3. 実験結果ならびに検討

3.1 溶接継手部の切欠靱性および破面解析

Fig. 1 は HT-8-N 鋼について溶接ボンド部のシャルピー衝撃試験結果を示す. 入熱量 40000 joules/cm の場合, 破面遷移温度 ($vTrs$) は 2°C, 70000 joules/cm の場合, 20°C および 160000 joules/cm の場合, 80°C であり, 入熱量の増加にともなって $vTrs$ の上昇が認めら

Fig. 1 Charpy impact transition curve (HT-8-N)

Table 1 Chemical compositions of the steels (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
HT-8-N	0.16	0.24	1.00	0.019	0.02	0.05	0.47	0.52	0.307	0.032
HT-8-M	0.08	0.54	1.35	0.020	0.010	—	0.97	1.03	0.560	0.050

Table 2 Welding conditions

Base metal	Electrode	Current (Amp.)	Volt. (V)	Welding speed (mm/min.)	Heat input (joules/cm)
HT-80	C-S-W7	400	38	57	160000
	E11016	160	23	32	70000
	E11016	230	25	86	40000

Fig. 2 Charpy impact value at H.A.Z. (test temperature: 0°C, HT-8-N)

れた。溶融線から母材側の各位置での衝撃値の変化は Fig. 2 に示すごとくであった。入熱量 70000 joules/cm なる場合、ボンド部では衝撃値は低く、ボンド部より母材側ほど衝撃値は高くなることが得られた。また、入熱量 160000 joules/cm ではボンド部より 3 mm 離れた位置でも衝撃値は低く、2 kg-m/cm² であった。

Fig. 3 は各々の入熱量にて溶接を行った場合の継手部の硬さ分布を示す。溶接継手部の硬さの変化は入熱量が増加するほど硬さが低下しており、いずれの入熱量の場合も溶接ボンド部にて硬さは低く、160000 joules/cm の場合、溶接ボンド部の硬さは 280 HVN で最も軟かくな

Fig. 3 Hardness of weld parts (HT-8-N)

っていた。

Photo. 1 は衝撃試験後の破断面の代表的な破面写真を示す。入熱量 40000 joules/cm では剪断破壊による dimple pattern であった。入熱量 70000 joules/cm および 160000 joules/cm なる場合、その破面の多くは river pattern を伴ったへき開破面であった。また入熱量 160000 joules/cm の場合、ボンド部より 1 mm, 2 mm および 3 mm の位置での破面においてもすべてへき開破壊の様相を呈していた。

破断経路については Photo. 2 に典型的な例として入熱量 160000 joules/cm におけるボンド部の破断部を示す。破断経路は溶融線から熱影響部側約 50~250μ の位置を進行し、粒内破壊であった。溶融線から溶着金属側

Photo. 1 Variation of fracture appearance with input heat a) 40000 joule/cm, b) 70000 joule/cm and c) 160000 joule/cm (fractured at 0°C, bond zone HT-8-N) ×3000

Photo. 2 A typical fracture continuation profile (HT-8-N, fractured at 0°C, input heat: 160000 joule/cm) ×100

に亀裂が進行している場合はきわめて少なかった。また溶融線が複雑な曲線を呈する場合および多層盛の影響を受けている場合にも、破断経路は溶融線から熱影響部側約 100μ の距離をもって進行するようであった。なお、入熱量 160000 joules/cm の溶接試片では切欠部を設定する際、マクロ腐食によったが、とくにボンド部に切欠を設定する場合、その溶融線が明瞭でなく、多少、溶着金属部側に切欠を加工した場合があった。しかしこの場合も、破断経路は溶着金属部よりボンド部に向かって進行しているのが観察された。その切欠設定のためと考えられるが、入熱量 160000 joules/cm でのボンド部の衝撃値が他の位置よりいくぶん高く、 2.5 kg-m/cm^2 (Fig. 2) となったものと考えられる。

また、Photo. 3 (a)~(d) は破断面の E.P.M.A 二次電子線像および炭素の特性 X 線像を示したもので、入熱量 70000 joules/cm の場合、炭化物の大きさは $1\sim 5\mu$ 程度であることが認められる。二次電子線像との位置関係から river pattern の収束点および小傾角の粒界に炭化物の存在が観察された。入熱量 160000 joules/cm では Photo. 3 (d) に示すごとく、炭化物はいくぶん粗大となり、約 $10\sim 15\mu$ 程度で、その存在位置は 70000 joules/cm なる場合と同様、river pattern の収束点付近であった。したがって、入熱量が増大するとボンド部近傍の靱性が低下することは前述したが、炭化物の存在ならびに大きさがその靱性に影響をおよぼす要因の一つと考えられる。

Photo. 3 Analyzing of carbon on fracture surface a) and b); 70000 joules/cm , ($\times 2000$), c) and d); 160000 joules/cm , ($\times 1000$) (HT-8-N, fractured at 0°C)

3.2 溶接継手部の組織

Photo. 4 (a)~(f) は種々の溶接入熱量における溶接ボンド部の組織写真を示す。

溶接入熱量 13300 joules/cm の場合では溶接ボンド部近傍の組織は前オーステナイト粒が他の場合に比して約 100μ 程度で小さく、前オーステナイト粒界より平行なラス群 (バンドル; Bundle) が 1 ないし 2 個に構成され、マルテンステイックな組織であった。(Photo. 4 (a))

入熱量 36000 joules/cm の場合では前オーステナイト粒は 13200 joules/cm の場合よりいくぶん大きく、約 130μ 程度であり、バンドルの巾も広い。バンドルの成長方向は溶融線に対してほぼ垂直に近い方向であった。また平行にならんだラスにまじって比較的大きなラスが認められた。さらにボンド部にて部分的にラスのバンドルがモザイク状に組合された下部ベイナイトの形成が認められた。溶融線近傍は比較的大きなフェライトラス群が認められるが、その領域は溶融線より約 $100\mu\sim 150\mu$ にて観察された。(Photo. 4 (b))

Photo. 4 Variation of optical microstructures at bond zone with input heat a) 13000 joules/cm , b) 36000 joules/cm , c) 51000 joules/cm , d) 82000 joules/cm , e) 100000 joules/cm ($\times 150$) and 160000 joules/cm . ($\times 100$)

入熱量 51000 joules/cm ではボンド部近傍は比較的粗なフェライト群が交叉しており、比較的粗なフェライト群の領域は溶融線より母材側約 200 μ 程度であった。なお、前オーステナイト粒径は約 150 μ 程度であった。(Photo. 4 (c))

入熱量 82000 joules/cm では溶融線に対してはほぼ垂直な方向にラスおよび島状に析出したフェライトが認められた。比較的粗なフェライトラスの析出層は約 250~300 μ であった。ボンド部近傍の前オーステナイト粒径は約 200 μ 程度であった。(Photo. 4 (d))

入熱量 100000 joules/cm では前オーステナイト粒径は約 250 μ 程度で、粗なラス、島状および塊状のフェライトの析出が認められた。比較的粗なフェライト析出層は約 300 μ 程度であった。(Photo. 4 (e))

入熱量 160000 joules/cm では前オーステナイト粒径は約 300 μ 程度で、ボンド部近傍は比較的長いラス群の成長が認められた。

以上の結果、溶着金属部では粒状微細組織で方向性凝固を示す柱状晶の成長が認められるが、溶融線より熱影響部側ではフェライトラスが成長し、入熱量が大なるほどラスは大きく、塊状フェライトの析出が認められる。また、入熱量が大なるほど前オーステナイト粒は大となり、比較的粗なフェライトラス領域も広くなるようである。この前オーステナイト粒が大きくしかも比較的粗なフェライトラス領域について、前述のごとく、その領域の約 50~250 μ に渡って破断経路であり、へき開型破断様相であることを観察した。このことからこの領域における組織が靱性劣化の主要因と考えられる。すなわち前オーステナイトの粗大化および比較的粗なフェライトラスが靱性低下の要因と考えられる。

3.3 溶接ボンド部における前オーステナイト粒径およびその靱性

前節までに溶接ボンド部の衝撃特性および組織観察結果について記したが、Fig. 4 はそれらの結果をまとめたもので、各入熱量における溶接ボンド部近傍の前オーステナイト粒径ならびに $vTrs$ との関係を示した。前オーステナイト粒径は Photo. 4 (a)~(f) にて示したごとく入熱量の増加とともに大きくなり、 $vTrs$ も入熱量の増加とともに上昇する。これは一般によく知られた事実で、前オーステナイト粒径の粗大化は入熱量と密接な関係があり、靱性に影響をおよぼすものとして、差支えないものと考えられる。すなわち入熱量が大なることは最高加熱温度の高い領域が広く、前オーステナイト粒が成長しやすい状態となることおよびボンド部近傍の冷却過程にて徐冷状態になることが考えられ、それらによりその靱性が低下するものと考えられる。

Fig. 4 Relation of austenite grain size at near by bond, the 50% fibrous fracture transition temperature and input heat.

そこで Fig. 5 は HT-8-N 鋼について、熱サイクル再現装置により、五種類の最高加熱温度および三種類の 800°C から 500°C 間の冷却速度に変化せしめ、それぞれの場合の $vTrs$ を示した。いずれの冷却速度の場合も前オーステナイト粒が大なるほど $vTrs$ は大となった。また同一の前オーステナイト粒の場合を比較すると冷却速度が大なるほど $vTrs$ は高くなる傾向が認められた。

Fig. 5 The relationship between austenite grain size and transition temperature.

Fig. 5 の結果を冷却速度により整理すると Fig. 6 に示すごとくであった。比較的早い冷却速度 12 sec および 30 sec では組織がマルテンサイトと下部ベイナイトとの混合組織であり、 $vTrs$ は低い、しかし、冷却速度が遅くなると組織的にも上部ベイナイトおよびベイニチックフェライトとなり $vTrs$ は高くなる。また、本実験範囲において、比較的遅い冷却速度、130 sec の場合、前オーステナイト粒径 60 μ ~200 μ の範囲で前オーステナイト粒依存性はあまり認められず、小粒径でも脆性を示すようである。したがって、比較的急冷された場合は靱性に対して前オーステナイト粒依存性は前オーステナイト結晶粒界が割れの伝播に対し抵抗を示し、粗大化すればその抵抗が減じられ、その結果、靱性の低下が生じ

Fig. 6 The relationship between transition temperature and cooling time from A_3 to 500°C .

るものとして説明され得る。しかし同一前オーステナイト粒 ($60\mu\sim 200\mu$) であっても冷却速度が遅くなるにしたがって靱性が劣化することおよび、その冷却速度にて粒径依存性が認めがたく、かつ靱性が悪い現象はオーステナイト粒依存性では説明しがたいと考えられる。このことから、靱性を評価する要因として、前オーステナイト粒径は第二義的な要因として取扱うべきもので、第一義的には、同一前オーステナイト粒径にて冷却速度により組織的にも変化し、フェライト・ラスの成長状態ならびにラス間の炭化物の析出状態を考慮し、靱性を評価すべきと思われる。

3.4 各種変態組織におけるフェライト・ラス巾とその靱性

前節にて靱性を支配する要因としてフェライト・ラスの成長状態ならびにラス間の炭化物の析出状態に関与することが考えられた。そこで、それらについて詳細に検討を行った。

Fig. 7 は溶接ボンド部近傍の冷却過程を再現せしめ、連続冷却過程中、恒温変態処理により得た組織の $vTrs$ の変化を示す。Fig. 8 は連続冷却過程中五種の温度にて水冷処理を付した場合のおおの $vTrs$ の変化を示す。

Fig. 7 において、恒温変態温度が高くなるほど、また冷却速度が遅いほど $vTrs$ は上位にシフトする傾向が認められた。 500°C 以上で恒温変態を行った試片では $vTrs$ は高い。これはベイニテック・フェライトおよび未変態オーステナイトから生じた高炭素マルテンサイト組織のためと考えられる。また上部ベイナイトより下部ベイナイト組織になるほどフェライト・ラス巾は小さくなり、また、Photo. 5 に示すごとく、微細なセメンタイトの析出を伴い、靱性は良好であった。

Fig. 8 においては、冷却速度 30 sec なる場合、連続冷却過程中的水冷処理温度の低下とともに $vTrs$ は低

Fig. 7 Effect of transformed temperature and cooling time upon transition temperature.

Photo. 5 Two-stage replica image of cementite distribution. (HT-8-N) (cooling time 30 sec, transformed at a) 400°C and b) 350°C)

Fig. 8 Effect of quenched temperature during various cooling time upon transition temperature.

くなる傾向であった。しかし、冷却速度 70 sec および 130 sec なる場合には 30 sec の場合とは異なり、水冷処理温度が $450^\circ\text{C}\sim 500^\circ\text{C}$ の間で $vTrs$ は高い。これは Fig. 7 の場合と同程度の値であり、ベイニテック・フェ

ライトの性質を示すものと考えられる。一方同じ冷却速度において、水冷処理温度が 400°C および 600°C では低い $v\text{Trs}$ 値であった。 600°C では C.C.T. 図から知られるごとく変態が始まっておらず、水冷処理によるマルテンサイト組織の靱性を示したのと考えられる。 400°C の場合はセメンタイトの析出を伴ない靱性が向上したのと考えられる。ここで一般にフェライト鋼の靱性はフェライト粒径が支配的要因であって、それによって決定されるが、ベイナイト組織においては上部ベイナイトでは、フェライト・ラス界面にセメンタイトの析出を伴ない、下部ベイナイトではラスの内部にも析出する¹⁾。そこでフェライト・ラスの巾またはフェライト・ラスが明確でない組織についてはセメンタイト間の平均間隔を測定し、それらをもって $v\text{Trs}$ を整理した。

Fig. 9 は測定したフェライトラスの平均巾またはセメンタイト間の平均間隔と $v\text{Trs}$ との関係を示した。(なお、後述の単位破面と $v\text{Trs}$ との関係も併記した。) 図に示すごとく、フェライトラスの厚さ(またはセメンタイト間の平均間隔)と $v\text{Trs}$ との関係は直線的な関係が認められ、靱性はフェライトラス巾が小なるほど良好となり、フェライトラス巾に依存するようである。

次に、それぞれの衝撃破断面を電子顕微鏡により観察すると Photo. 6 のごとくであった。

ベイニテック・フェライトの組織では、非常に大きな flat facet であり、上部ベイナイトではベイニテック、フェライトの場合に比して flat facet は小さく、明瞭な river pattern が観察された。さらに恒温変態温度が低くなるに従って、微小亀裂が単位破面内で同時に成長し、高密度に湾曲した引裂線が認められ、延性的もしくは擬へき開型の破面を示す傾向が認められた。

そこで、一般にフェライト鋼の場合、破面における heavy tear line は脆性亀裂がフェライト粒界で止まるか、または割れの方向が変えるかすることにより形成さ

Photo. 6 Variation of fracture appearance with transformed temperature for duplex martensitic-bainitic structure. (cooling time 30sec. from A_3 to 500°C , transformed at a) 550°C , b) 500°C c) 450°C d) 400°C e) 350°C ., fractured at -78°C , $\times 3000$)

れる。したがって、本質的に割れの伝播に対する抵抗として働いている heavy tear line 間を有効結晶粒径とするとフェライト粒径が有効結晶粒径に対応するものと考えられる²⁾。

Fig. 9 は破面観察から平均 heavy tear line 間隔を測定し、 $v\text{Trs}$ との関係を示した。それらの関係は図に示すごとく直線関係を有することが認められた。

heavy tear line については典型的な river pattern を示す破面では個々の flat facet の境界で tear line が形成される場合が多く、ほぼ heavy tear line 間隔が単位破面と考えられ得る。寺崎³⁾はこの領域の大きさを unit crack path として測定し、靱性との関連性を詳細に報告している。

以上の結果から Fig. 9 においてフェライト・ラスの巾および単位破面が大なるほど $v\text{Trs}$ は高くなり、それぞれの関係はいずれの処理にかかわらず、同一直線関係を有するようである。また、単位破面はフェライト・ラスの巾(またはセメンタイト間の間隔)より 2~3 倍程

Fig. 9 Relation of ferrite lath size, transition temperature and unit facet.

度大きく, それぞれの処理によって得られた組織の靱性はフェライト・ラスの巾によって依存するものとして差支えないものと考えられる。

また3-2項にて, 入熱量が増加するにしたがって, 溶接ボンド部近傍では比較的粗なフェライト・ラス領域が広くなること, および破断経路がボンド部より $50\mu\sim 250\mu$ の位置で, 粗なフェライト・ラス領域を進行すること等を記したが, この事象は Fig. 9 の結果から, 入熱量が増加することにより, 溶接ボンド部近傍は徐冷された状態でラス成長が促進され, その結果靱性が低下したものと考えられる。

3.5 靱性におよぼすセメンタイトの影響

本実験において, 各種組織の靱性におよぼす要因として, フェライト・ラスの巾またはそれが不明瞭な場合はセメンタイト間の平均間隔に着目して, 整理したが, K. J. Irvine⁴⁾ らは上部ベイナイトと下部ベイナイトとの靱性の差はセメンタイトの配列の差によるものと報じている, 本実験にて得られた結果においてもセメンタイト間の平均間隔の差によって靱性の差が生じたものと解釈される。

Photo. 7 Variation of fracture appearance with cementite distribution. a) cooling time 30 sec., quenched at 400°C , b) cooling time 130 sec., quenched at 400°C . (fractured at 0°C)

Photo. 7 (a) は連続冷却変態処理にて, 冷却速度 30 sec において, 冷却過程中 400°C での, 破面を示す。小さな一つ一つの dimple の底に炭化物と考えられるこん跡を残しており, 微細なセメンタイト, 一つ一つが dimple の起点となることにより割れ先端における塑性変形量を増加させ, 吸収エネルギーを増加させるものと考えられる。一方 Photo. 7 (b) のごとく, 冷却速度 130 sec の場合ではフェライト・ラス-セメンタイト界面が割れたと考えられる破面であり, 滑らかな層状の破面であった。これは大きな板状セメンタイトが亀裂の伝播に対し抵抗を示していないものと思われる。

以上のことから炭化物の形状, 分布が靱性に大いに影響をおよぼすものとして差支えないものと考えられる。

4. 結 論

市販 80 kg/mm^2 級高張力鋼の溶接ボンド部近傍において, 溶接入熱量の増加にともなう靱性低下を調べるため, 衝撃値, 衝撃破面および組織を観察し, その結果から, その靱性の支配的要因と考えられる前オーステナイト粒径, フェライト・ラス巾およびセメンタイトの形状, 分布を連続冷却過程での種々の温度にて恒温変態処理および水冷処理により得た組織について調査した。

得られた結果を要約すれば以下のとおりである。

- 1) 高張力鋼の溶接ボンド部近傍は入熱量の増加にともない, 衝撃破面がヘキ開型の破壊様式となり, 比較的粗なフェライト・ラス領域, $50\mu\sim 250\mu$ を破壊が進行し, 靱性が低下する。
- 2) 入熱量の増加に伴ない, 比較的粗なフェライト・ラス領域および前オーステナイト粒径は大となり, またボンド部近傍は $v\text{Trs}$ が上昇する。しかし $v\text{Trs}$ は冷却速度によっても変化し, 冷却速度が早い場合は $v\text{Trs}$ は低く, 前オーステナイト依存性が認められるが, 冷却速度が遅くなるほど $v\text{Trs}$ は高くなり本実験範囲内で $60\mu\sim 200\mu$ までの前オーステナイト粒では前オーステナイト依存性は認めがたい。
- 3) 冷却速度が遅くなるほど $v\text{Trs}$ は上昇するが, これは組織の形態が変化し, 靱性が劣化したものと考えられ, その主要因はフェライト・ラス巾および炭化物の析出状態の違いによるものと考えられる。
- 4) 連続冷却過程中, 二種類の処理により得た組織について, フェライト・ラス巾 (あるいはセメンタイト間の間隔) および単位破面と $v\text{Trs}$ との関係はいずれの関係も直線関係が認められ, フェライト・ラス巾が小なるほど $v\text{Trs}$ は低く, 単位破面は小さくなる。単位破面はフェライト・ラス巾の2~3倍であった。
- 5) 溶接ボンド部の靱性の低下原因は本実験範囲内において, 組織的形態の変化によるもので, フェライト・ラス巾あるいはセメンタイト間の間隔が大なることによるものと考えられ, そのためボンド部の比較的粗なフェライト・ラス領域にて破壊進行が生じたものと定性的に説明され得る。
- 6) 靱性におよぼすセメンタイトの影響について, 微細なセメンタイトの分布する場合は $v\text{Trs}$ が低い, しかし板状のセメンタイトが存在する場合は $v\text{Trs}$ が高い。

参 考 文 献

- 1) 邦武, 寺崎, 大森, 大谷: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 383
- 2) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1067
- 3) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 239
- 4) K. J. Irvine, E. B. Pickering: J. I. S. I., 20 (1963), p. 518