

低炭素鋼板の大入熱溶接熱影響部の シャルピー衝撃破壊挙動とマイクロ組織の関係

金築 裕*・池田 英次*²・勝亦 正昭*³

Relationship between Charpy Impact Toughness and
Microstructure in Heat Affected Zone of High Heat Input Low Carbon Steel Weldment

Yutaka KANETSUKI, Eiji IKEDA and Masaaki KATSUMATA

Synopsis : Although it has been known that toughness of heat affected zone (HAZ) in low carbon steels lowers with increasing heat input, high heat input welding has been demanded from economical reason. Toughness of HAZ has been often investigated using synthetic HAZ, but thermal cycle in high heat input welding has not been well known. The thermal cycle in tandem submerged arc butt welding in a low carbon steel was measured using thermocouples specially designed. Cooling rate of HAZ markedly changed in around A_1 transformation temperature in high heat input welding, that is high cooling rate above the temperature and low cooling rate below the temperature. Toughness of synthetic HAZ of high heat input welding with high cooling rate above 700°C and low cooling rate below 700°C deteriorated compared with that of synthetic HAZ cooled at a constant low cooling rate. This result was related with degenerated pearlite precipitation in synthetic HAZ of high heat input welding.

Charpy impact absorbed energy of actual HAZ scatters in a wide temperature range of transition zone. This has disturbed to understand toughness of HAZ. The scattering of absorbed energy occurred in a narrow temperature range in synthetic HAZ and in a wider one by Izod impact test. It appears that the scattering of absorbed energy in actual HAZ is caused by strength heterogeneity of actual joints because of no strength heterogeneity in synthetic HAZ and larger strength heterogeneity by Izod impact test compared with Charpy impact test.

Key words : low carbon steel; high heat input welding; heat affected zone; Charpy impact test; Izod impact test; strength heterogeneity; thermal cycle; degenerated pearlite.

1. 緒言

溶接構造物において、溶接熱影響部(以下HAZと記す)の靱性確保は非常に重要な問題であり、これまで材料および施工法の両面から多くの検討がなされてきた。一般に大入熱溶接として区別されている50kJ/cm以上の入熱量の場合、HAZの靱性が著しく劣化することが知られているが、施工能率の改善や自動化の観点から大入熱溶接が指向されている¹⁾。そのため、HAZ靱性確保のための材料面での検討が改めて望まれている。

HAZの靱性が劣化する原因は、結晶粒やマイクロ組織の粗大化にあることは良く知られている。靱性改善の手段として、例えば、微細炭窒化物による結晶粒の粗大化防止²⁾や酸化物によるマイクロ組織の微細化³⁾等の検討が試みられてきたが、入熱量が増大している現状ではまだ十分とは言えない。また、島状マルテンサイト等のHAZに特有の組織と靱性の

関係についても調査されている⁴⁾。しかし、HAZの組織は溶融線からの距離とともに連続的に変化しているうえ、連続冷却のため極めて不均質であり、組織と靱性との関係が十分把握されているとはいえない。さらに、実溶接継手HAZにおいては衝撃遷移温度付近で吸収エネルギーがばらつく温度範囲が広がる傾向を有しており、このこともマイクロ組織と靱性の関係を明確にすることを困難にしている。一方、HAZ靱性を評価するために、溶接熱サイクルをシミュレートした再現HAZによる靱性評価が行われるが、大入熱溶接時のHAZが受ける溶接熱サイクルを正確に測定した例はみられない。

そこで、本報告では実際の大入熱溶接時の熱履歴を実測し、その結果に基づいて大入熱熱サイクルの特徴を付与したHAZ組織を再現し、その衝撃破壊挙動を実溶接継手HAZの特性と併せて検討を行い、大入熱溶接時の熱サイクルと靱性の関係を調査するとともに溶接継手HAZの吸収エ

平成9年7月8日受付 平成9年10月1日受理(Received on July 8, 1997; Accepted on Oct. 1, 1997)

* (株)神戸製鋼所加古川製鉄所(現:神戸製鉄所)(Kakogawa Works, now Kobe Works, Kobe Steel, Ltd.)

* 2 (株)神戸製鋼所加古川製鉄所(現:三和鐵鋼(株))(Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., now Sanwa Tekko Co. Ltd.)

* 3 (株)神戸製鋼所加古川製鉄所(Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 2222-1 Ikeda Onoe-cho Kakogawa 675)

エネルギーのばらつきの原因を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材および溶接条件

Table 1は供試材として用いた制御圧延・加速冷却(以下TMCPと記す)によって製造した鋼板(板厚14mm)の化学成分を示す。鋼板の組織は微細フェライト・パーライト組織である。大入熱溶接方法には多電極サブマージアーク溶接、エレクトロスラグ溶接等があるが、本研究では2電極サブマージアーク溶接を採用し、入熱量を72kJ/cmとし、幅200mm、長さ1,000mmの鋼板に突き合わせ溶接を実施した。Table 2に溶接条件を示す。

2.2 HAZの再現熱サイクル条件

HAZの熱サイクルについてはこれまでに稲垣ら⁵⁾により測定がなされ、それにもとづいてHAZ組織が模擬されることが多い。稲垣らの熱サイクルの測定は板面にビードを置き、その下部の温度を熱電対で測定している。しかしながら、実際の溶接は板面にビードを置く場合に比べ複雑な熱履歴をとり、特に2電極の場合は熱サイクルの状況が大きく異なることが考えられる。したがって、溶接継手の靱性と組織の関係を評価するためには実際の熱サイクルの測定がぜひとも必要である。

本研究では、確実にHAZの位置に熱電対を置き、かつ、正確な熱サイクルを測定するために、Fig. 1(A)に示す構成の熱電対を製作した。この熱電対の特徴は、3本の応答性の速い、十分に細い素線径0.2mmの白金-白金ロジウム熱電対を採用し、これらを軟鋼のシース(ϕ 3mm)に入れた点にある。3本の熱電対はそれぞれステンレス鋼のシースに入っているが、その先端(測定点)はシースから出ている。熱電対の先端を軟鋼シースの内壁に1mm間隔でスポット溶接した。一本目の熱電対は軟鋼シースの先端から1mmの位置に取り付けた。ここでの軟鋼シースの役割は熱電対の保護ではなく、素材(鋼板)の一部としての伝熱にある。この軟鋼シースをFig. 1(B)に示すように、鋼板の板厚中心に、あらかじめ同一条件で溶接した鋼板より求めた溶融線の位置に軟鋼シースの先端がくるように、介先最先端より5mm

の位置に挿入、固定した。軟鋼シースは鋼板との間隙ができるだけ小さくなるように装着した。軟鋼シースの最先端付近は溶接により溶融-凝固し、溶接金属と密着し、熱の主な流れ方向である軟鋼シースの長手方向の間隙は全くない。

再現熱サイクル試験は50kWの高周波加熱熱サイクル再現装置を用い、厚さ12.5mm、幅31mm、長さ55mmの試験片を用いた。熱電対は ϕ 0.3mmの白金-白金ロジウム線を用い、試験片の幅と長さで開まれる面の幅端から2.5mm、長さ端から27.5mmの位置に ϕ 2mm、深さ2mmの穴をあけ、熱電対を取り付けた。試験条件は実測にもとづいて設定したが、詳細は結果とともに後述する。組織観察はフォーマスター試験機により熱サイクルを付与した試験片について透過電子顕微鏡(以下TEMと記す)を用いて行った。

2.3 衝撃試験方法

溶接継手HAZと再現HAZの靱性をシャルピー試験により評価した。Fig. 2(A)は溶接継手からの試験片の採取位置を示すもので、ノッチの位置は溶融線から母材側に1mmのHAZ(熱サイクルを実測した位置に対応)とした。また、溶接金属の中央にノッチをつけたシャルピー試験も実施した。Fig. 2(B), (C)は衝撃値のばらつきの原因を検討するために用いたアイゾット試験片の採取位置を示しており、ノッチと溶接線の位置関係はFig. 2(A)と同様である。Fig. 2(B),

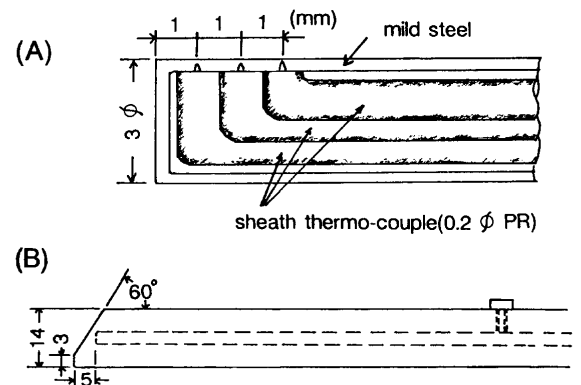


Fig. 1. Schematic illustrations of the specially designed thermocouple (A), shape of groove and location of thermocouple (B).

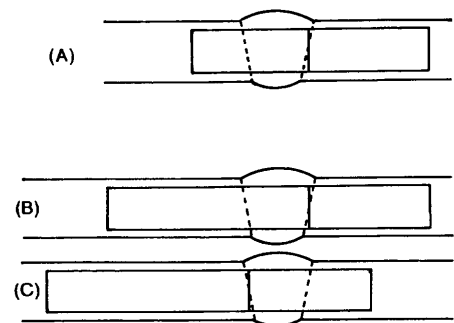


Fig. 2. Extraction of Charpy (A) and Izod (B, C) specimens.

Table 1. Chemical compositions of steel used (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N
0.07	0.26	1.39	0.006	0.001	0.019	0.021	0.0040

Table 2. Parameters of tandem submerge arc welding.

Welding velocity	: 60cm/min	Groove	: Y
Electrode distance	: 35mm	Wire	: US-43
Heat input	: 72kJ/cm		

(C)の違いは打撃側の組織が異なるようにノッチをつけたもので、それぞれ打撃側組織が母材、溶接金属の場合に対応する。

再現HAZの衝撃試験は再現熱サイクル材から切り出したシャルピー試験片により行った。

3. 実験結果

3・1 溶接継手のマクロ組織と硬さ分布

溶接継手の横断面マクロ組織をFig. 3に示す。溶け込み形状は片側では溶融線が板面に対してほぼ垂直で、他方では傾斜している。溶け込み形状は衝撃試験片のノッチと溶融線の位置関係に影響する。その結果、ノッチ下部の場所による組織に影響を及ぼし、吸収エネルギーのばらつきや遷移温度の高低に影響を及ぼすことが知られている⁶⁾。そこで、試験片製作に伴う組織的不均質をできるだけ少なくし、これに伴う吸収エネルギーのばらつきへの影響を少なくするため、垂直側にノッチを付け、HAZ組織の靱性を評価した。

Fig. 4に溶接継手の板厚中央でのビッカース硬さ分布を示す。本実験材では、溶接金属の硬さが母材より高く、母材との硬さ比で1.4のオーバーマッチング⁷⁾である。

3・2 大入熱溶接時のHAZの熱サイクル

2電極サブマージアーク溶接をTable 2に示す条件で行っ

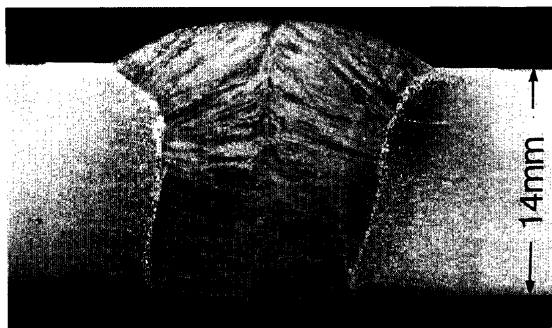


Fig. 3. Optical micrograph of weld zone.

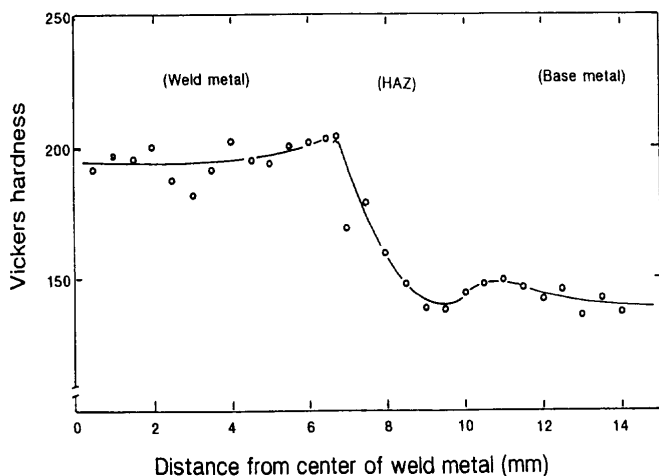


Fig. 4. Vickers hardness distribution of weld zone.

た時のHAZでの温度測定結果をFig. 5に示す。Fig. 6は溶接継手のX線透過写真で、溶接後の測定点の位置を示している。X線は鋼板上面から板厚方向に照射され、鋼板下面に置いたフィルムを感光させた。黒い部分が溶接金属に対応しており、溶接金属に直角の線は2組の熱電対(ただし、1組は溶融線の位置のブレを想定して予備的な目的で入れたもの)に対応している。熱電対に沿った切断面の観察から、Fig. 5の測定結果は左側の熱電対で測定した3点のうちの2点であることが確認された。先端の熱電対は溶融のために断線したが、続く熱電対は溶融線(ボンド部)にほぼ対応した位置にあり、Fig. 5のボンド(bond)で表示した測定結果が得られた。3番目の熱電対は溶融線から1~2mmの位置に対応しており、その測定結果はFig. 5中HAZで表示している。bondおよびHAZでの測定結果のいずれも加熱速度は約500°C/sで、それぞれの最高加熱温度で約5s保持されることがわかった。また、冷却時は最高加熱温度から900°Cまでは約80°C/s、700°Cからは約6°C/sの徐冷と、A₁変態温度近傍で冷却速度が大きく変化することがわかった。

大入熱溶接の場合、溶接部近傍の鋼板が比較的広範囲にわたり、溶接熱により加熱され500°C程度となる(小入熱溶接では200°C程度⁸⁾)ため、700°C以下の冷却速度が遅くなると考えられる。従来、小入熱溶接の再現HAZの冷却は、変態

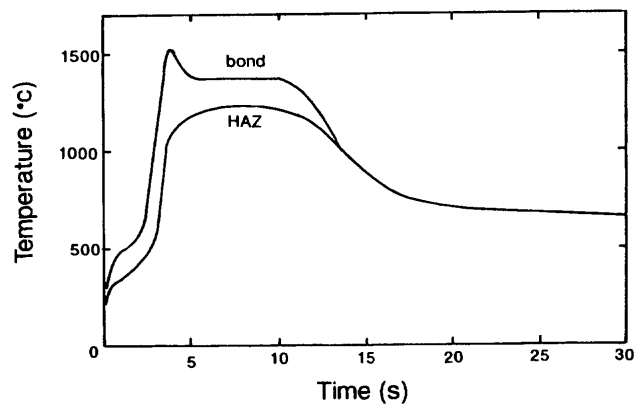


Fig. 5. Measured welding thermal cycle.

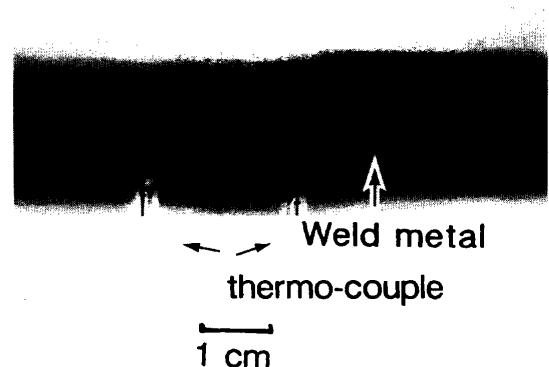


Fig. 6. X-ray photograph of welded steel plate with thermocouples.

が関与する800°Cから300°Cの平均冷却速度で代表させた冷却のみに注目され、行われるのが一般的である⁵⁾。しかしながら、本結果は大入熱溶接の場合にはこの温度域を等速冷却として扱うことに問題があることを示唆している。そこで、本研究での熱サイクルは単純化したFig. 7に示す2段階の冷却パターンA(以下実測パターンと記す)とした。また、比較のため、1段の等速(6°C/s)冷却パターンBも試験した。

3・3 溶接継手および再現熱サイクル材のシャルピー衝撃試験結果

Fig. 8に溶接継手のシャルピー試験結果を吸収エネルギーと試験温度の関係で示している。溶融線から母材側に1mmのノッチ位置の場合、-40°C以下の温度で吸収エネルギーが低下し、遷移温度域でのばらつきが認められた。一方、Fig. 8中には溶接金属の中央部のノッチ位置でのシャルピー試験結果を示しているが、HAZに比べ吸収エネルギーは相対的に低いものの、ばらつきはいずれの試験温度でも非常に小さい。

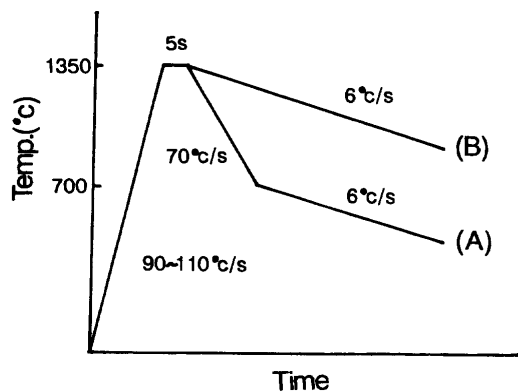


Fig. 7. Schematic illustration of HAZ thermal cycle simulation.

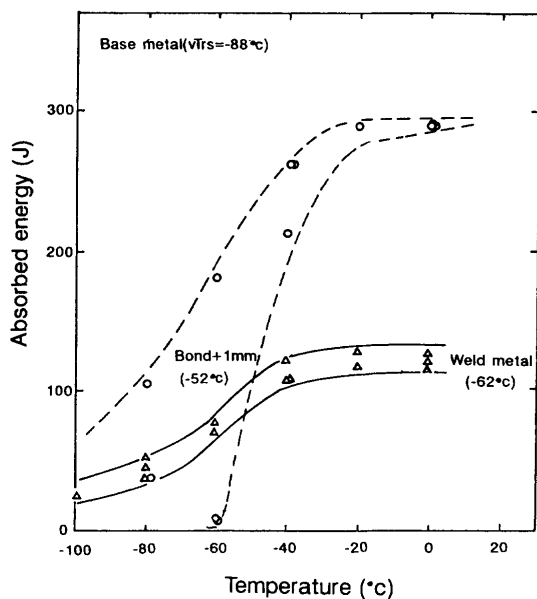


Fig. 8. Results of Charpy impact test of actual HAZ and weld metal. (xx): vTrs

再現熱サイクル材のシャルピー試験結果をFig. 9に示す。溶接継手の結果と比較すると、再現熱サイクル材では吸収エネルギーのばらつき温度範囲が小さい。大入熱溶接の冷却パターンを模擬した実測パターンによる再現HAZの衝撃遷移温度は比較パターンによるそれと比べ16°C高温側に移動した。なお、本実験では再現熱サイクル材の上部棚吸収エネルギーのばらつきが溶接継手のそれに比べ大きくなっているが、その原因については不明である。

3・4 溶接継手のアイゾット衝撃試験結果

溶接継手においてはHAZを境に母材と溶接金属の強度が異なり、この強度的不均質がHAZの靱性に影響を及ぼすことが指摘されている⁸⁾。そこで、溶接継手HAZの広い温度範囲での吸収エネルギーのばらつきについて強度的不均質の影響の有無を検討するため、アイゾット試験を行った。シャルピー試験と比較すると、アイゾット試験の場合、試験片のノッチ底片側から固定されているため、ノッチ底の変形が打撃側のみに限定される。したがって、固定側の強度が極端に大きい場合に相当すると見なせる。

Fig.10は溶接継手のアイゾット試験結果を吸収エネルギーと試験温度との関係で示しているが、その挙動はシャルピー試験の場合と比較すると大きく異なっている。すなわち、吸収エネルギーは高い値と低い値の2つのグループに分かれ中間の値が存在しない。また、遷移温度域では2つのグループが共存し、広い温度範囲で吸収エネルギーがばらついている。この結果は、固定側の組織を溶接金属としても、母材としても同様であった。これはFig.11(A)に破壊状況を示しているように、破壊挙動が脆性破壊と延性破壊に極端に分かれたためである。延性破壊をする場合は、Fig.11(B)に示すように亀裂の伝播方向がノッチの方向からすべり線場理論によるすべり線の方向に沿って大きくそれ、かつ、

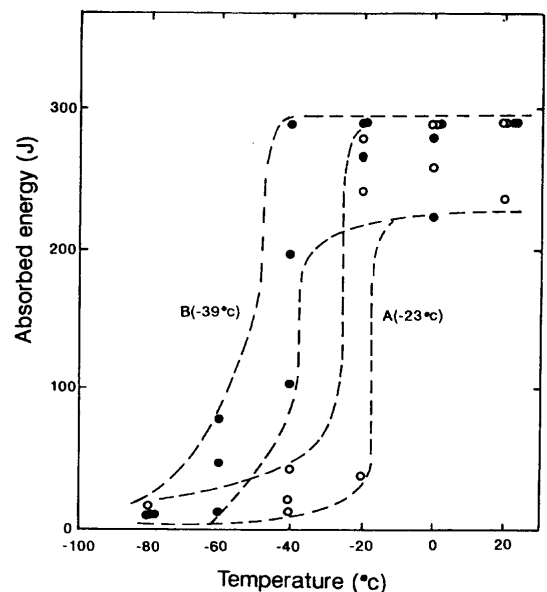


Fig. 9. Results of Charpy impact test of synthetic HAZ. (xx): vTrs

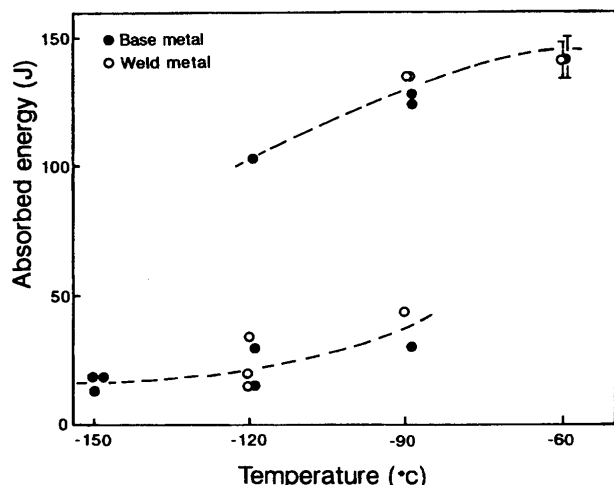


Fig. 10. Results of Izod impact test of actual HAZ and weld metal. Base metal and weld metal in figure mean specimens as shown in Fig. 2 (B) and (C), respectively.

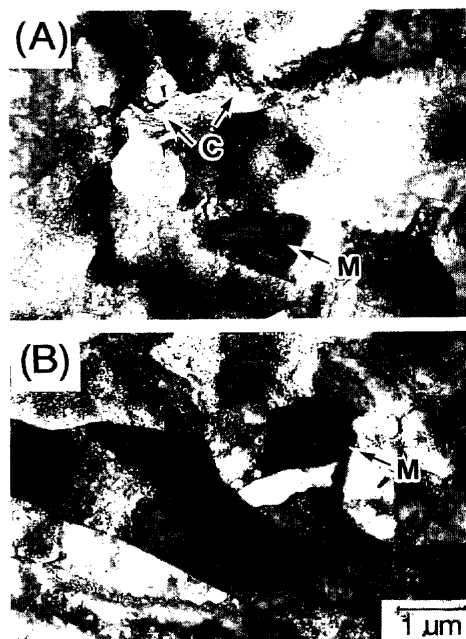


Fig. 12. TEM micrographs of synthetic HAZ. Arrows indicate martensite and cementite segment.

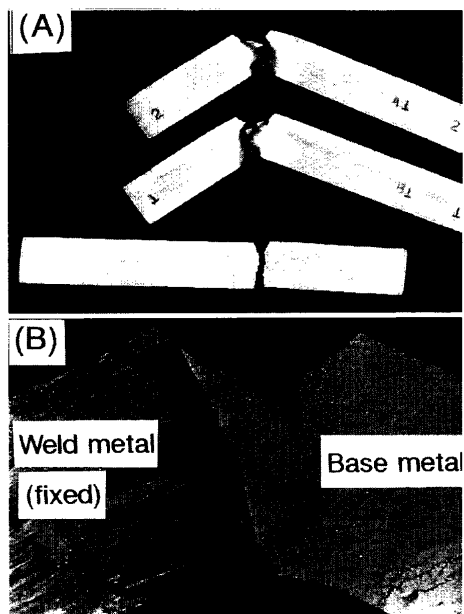


Fig. 11. Izod test pieces after testing.

その方向はいずれの場合も強度の低い母材側である。

3・5 熱サイクルと変態組織の関係

Fig. 9に示す再現熱サイクル材の熱サイクルパターンの違いによる遷移温度の差異は組織的な要因によるものと考えられる。そこで、熱サイクルにより変態組織がどのように影響を受けるかを検討した。組織観察に用いた試料はフォーマスター試験機によって作製した。熱サイクルは加熱速度を試験機の最大加熱速度の200°C/sとし、実測値に近づけ、他の条件はFig. 7と同じ2つの冷却パターン(A: 2段冷却, B: 1段冷却)を採用した。

Fig. 12にTEM観察結果を示すが、両者いずれも転位を多く含む微細なフェライト中に島状マルテンサイト(図中のM)が分散したアシキュラーフェライトを主体とする組織であ

る。しかし、実測タイプ(A)では疑似パーライト状の組織(図中のC)が混在することが認められた。

4. 考察

入熱量の増大に伴うHAZの靱性劣化の原因を明らかにする上で、溶接継手における靱性と組織の関係を明確にすることは重要であり、本研究では大入熱溶接の熱サイクルの特徴を模した2段冷却の実測パターンを用いてHAZ組織を再現した。ここでは大入熱溶接の熱サイクルによる組織変化と靱性の関係を考察し、次いで、組織と靱性の関係を評価する妨げとなっている吸収エネルギーのばらつき要因について検討する。

4・1 大入熱化による靱性劣化と組織の関係

大入熱化により、溶接HAZ部の冷却速度は900~700°C/秒に大きく変化することが分かった。また、Fig. 9に示したように、大入熱溶接を模擬した実測パターンによる再現HAZの靱性は、従来から使われている比較パターンの靱性に比べ劣化する。これはFig. 12に示したように、両パターンでの変態組織の差異、すなわち、疑似パーライトの有無が影響していると考えられる。松田ら⁹⁾が針状フェライト・パーライト組織を有する溶接ボンド部の脆性破壊の起点の詳細観察から見いだしているように、パーライトは靱性劣化を引き起こす重要な組織と考えられる。

パーライトの生成温度はA₁点以下であり、本研究で用いた両再現熱サイクルパターンのA₁点以下の熱履歴は同じである。しかし、最高加熱温度からA₁点付近までの熱履歴が両パターンで異なっており、溶接時の変態挙動にA₁点以上

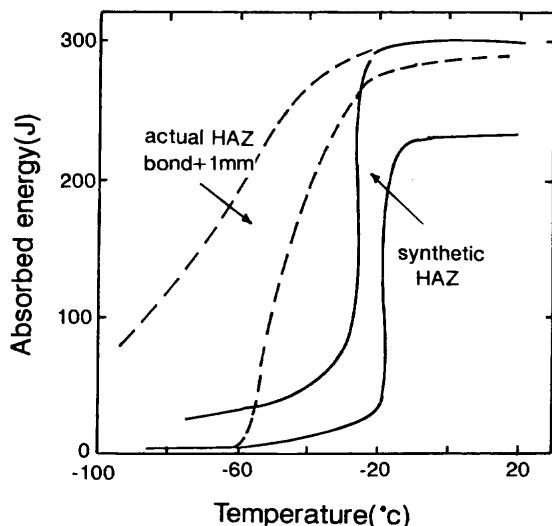


Fig. 13. Relationship between impact transition curve of actual HAZ and that of synthetic HAZ.

の熱履歴が影響を及ぼしていることを示唆している。A₁点以上の熱履歴が疑似パーライトの生成に及ぼす影響に関しては次報¹⁰⁾で述べる。

4・2 吸収エネルギーのばらつきの原因

Fig.13は溶接継手HAZと再現HAZ(実測パターン)の衝撃試験結果(Fig.8,9)をまとめて示したものである。溶接継手HAZの吸収エネルギーのばらつきは、再現HAZのそれと比べ広い温度範囲にわたっている。また、破面遷移温度は両者で約40°Cの差があり、再現HAZの遷移温度(-23°C)は溶接継手HAZの吸収エネルギーが低下し始める温度(-20と-40°Cの間)に近い。

溶接継手の吸収エネルギーのばらつきの要因として、強度的不均質(亀裂伝播方向の両側の強度の差異)を反映したものとする考え方⁸⁾がある。例えば、荒田ら¹¹⁾は強度的不均質が非常に大きい電子ビーム溶接材で、強度的不均質がシャルピー試験の破壊挙動に大きな影響を及ぼし、遷移温度域での吸収エネルギーがばらつくことを報告している。同様の結果は瀬尾と正木¹²⁾によっても報告されている。しかし、アーク溶接継手HAZにおいて、強度的不均質による吸収エネルギーのばらつきへの影響は報告されていない。

本研究の結果はFig.10に示したように、アイゾット試験により強度的不均質を強調した試験で、前述の荒田らや瀬尾と正木の結果と同様に、破壊形態が2つのグループに顕著

に分かれる結果、幅広い温度域において吸収エネルギーのばらつきが観察された。この原因は溶接継手の強度的不均質により、亀裂の伝播方向が影響を受け、亀裂が軟質側にそれる場合とそれない場合の2通りに分かれるためである。すなわち、衝撃試験の低温度域でも亀裂が軟質側にそれる場合は、吸収エネルギーが高くなるため、吸収エネルギーが大きくばらついたと考えられる。一方、再現HAZの場合は強度的不均質はないため、遷移温度域が狭くなると理解される。したがって、大入熱溶接による靱性劣化は、吸収エネルギーの低下し始める温度で評価したほうが破面遷移温度で評価するより妥当と考えられる。

5. 結言

大入熱の2電極サブマージアーク突き合わせ溶接時の熱サイクルを実測した結果、大入熱溶接時のHAZの冷却は2段階の冷却パターンで模擬できることがわかった。2段階のパターンは従来の冷却パターンと比較すると、A₁点以上の冷却速度が大きく、等速冷却パターンでは析出しない疑似パーライトが再現HAZに認められた。この疑似パーライトの析出が大入熱溶接による靱性劣化と関係していると考えられる。また、広範囲な衝撃試験温度域における溶接継手HAZの吸収エネルギーのばらつきは、溶接継手の強度的不均質に起因していると考えられる。

最後に熱電対の製作、測定にご協力頂いた神戸製鋼所永井信幸氏および三晃電気・釣浦寛史氏に感謝致します。

文 献

- 1) 熊倉 靖, 貝原正一郎: 溶接学会誌, **58** (1989), 115.
- 2) 笠松 裕, 高嶋修嗣, 細谷隆司: 鉄と鋼, **65** (1979), 1232.
- 3) 山本広一, 長谷川俊永, 高村仁一: 鉄と鋼, **79** (1993), 1169.
- 4) 笠松 裕, 高嶋修嗣, 細谷隆司: 鉄と鋼, **65** (1979), 1222.
- 5) 稲垣道夫, 中村治方, 岡田 明: 溶接学会誌, **34** (1965), 1064.
- 6) 池田一夫, 青木 満, 木内 晃, 奥田直樹, 竹内直記: 溶接学会誌, **46** (1977), 825.
- 7) R.M.Denys: Proc. Int. Conf. The Metallurgy, Welding, and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments, AWS, Minami, (1990), 569.
- 8) 豊田政男: 溶接学会誌, **54** (1985), 71.
- 9) 松田昭一, 関口昭一, 影山英明: 鉄と鋼, **64** (1978), 1209.
- 10) 金築 裕, 勝亦正昭: 鉄と鋼, **84** (1998), 109.
- 11) 荒田吉明, 松田福久, 柴田 泰, 穂積重臣, 小野凱久, 藤平正一郎: 溶接学会誌, **44** (1975), 1011.
- 12) 瀬尾健二, 正木順一: 溶接学会誌, **51** (1982), 291.