

論 文

電子ビーム溶接を施した 250 kgf/mm² 級
薄板マルエージ鋼の継手強度藤田 充苗*・河部 義邦*・入江宏定*²・塚本 進*³Strength of Electron Beam Welded Joint in 250 kgf/mm² Grade
Maraging Steel

Mitsutane FUJITA, Yoshikuni KAWABE, Hirosada IRIE, and Susumu TSUKAMOTO

Synopsis :

The influence of the electron beam welding condition on the strength of welded joint in maraging steel sheets having strength level of 250kgf/mm² has been studied. The influence has been discussed on the basis of the variation of the welding heat input and the width of weld metal under various welding conditions.

The strength of heat affected zone is equal to that of the base metal. The strength of weld metal is lower than that of the base metal and is not affected by the welding heat input. Therefore, the joint is such that the weld metal of lower strength is inserted between the base metal having higher strength.

The strength of the welded joint decreases gradually with the increase in the welding heat input. The plastic deformation of the weldment concentrates in the weld metal and in tensile test specimens fail there. On the other hand, the width of weld metal becomes wider with the increase in the welding heat input. Thus, the dependence of the strength of the welded joint on heat input can be explained by the fact that the plastic constraint of the base metal for the weld metal decreases with the increase in the width of the weld metal.

1. 緒 言

強度水準が 210 kgf/mm² までのマルエージ鋼の溶接性に関してはすでに数多くの報告^{1)~10)}があり、この強度水準までの鋼は溶接構造材料として広く実用化されている。近年、超高速回転体あるいは高速飛翔体においてその性能を向上させるため、より高強度の溶接性の優れた材料開発が望まれている^{3)~4)}。しかし、強度水準の上昇に伴って溶接継手効率が低下する傾向にあることが指摘されている^{1)~2)}。したがって、高強度材料の実用化を図るには溶接性の改善が重要な課題となつている。

TIG あるいは MIG 溶接をマルエージ鋼に施した場合、熱影響部の結晶粒粗大化域で靱延性の劣化と $\alpha+\gamma$ の 2 相域に加熱される領域で強度低下が生じ、また溶接金属でも強度の低下が生じる^{5)~8)}。そこで、熱影響部あるいは溶接金属における材質の劣化を抑制するため、高密度低入熱の溶接方法が高強度材料には採用される趨勢にある。このような溶接方法として電子ビーム溶接があ

る。この溶接方法を用いれば、熱影響部における靱性の劣化および強度低下を防止できる¹⁾⁸⁾⁹⁾とともに、溶接金属の幅を狭くして溶接金属への母材の塑性拘束が利用できるため、溶接継手の強靱性改善が期待される。

ここでは、高強度の 250 kgf/mm² 級マルエージ鋼が薄肉の溶接構造材として使用されることを想定し、60% の冷間加工した薄板に種々の条件下で電子ビーム溶接を施し、溶接継手強度、溶接部の組織および溶接金属の幅を測定し、溶接継手強度と溶接条件との関係を検討した。

2. 供試材と実験方法

2.1 供試材

実験には VASCO 型 250 kgf/mm² 級マルエージ鋼を使用した。この鋼を 20 kg 真空高周波溶解炉で溶製し、均質化処理後、鍛造圧延によつて厚さ 7 mm の板に加工した。この素材を 820°C×1 h→WQ の溶体化処理後、60% の冷間圧延によつて幅 110 mm、厚さ 1.3 mm の薄板に加工し、長さ 120 mm に切断して供試材とし

昭和 56 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 9 月 28 日受付 (Received Sept. 28, 1982)

* 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakuramura Niihari-gun 305)

*² 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

*³ 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

た。なお、供試材の化学組成(wt%)は0.004C, 0.010Si, 0.005Mn, 0.003P, <0.005S, 18.07Ni, 12.02Co, 4.45Mo, 1.35Ti, 0.05Alである。

2.2 溶接方法

定格 60 kV-500 mA の電子ビーム溶接機を用いて、メルトラン溶接(ビードオンプレート)を圧延方向に行つた。溶接条件は予備実験で良好な溶け込み形状が得られる条件の中から、Table 1に示す条件を選択した。なお、溶接入熱はビームの出力から算出した。

2.3 引張試験

引張試験には Fig. 1 に示す平滑および切り欠き試験片を使用した。溶接方向は引張軸に対して垂直で、溶接部は試験片平行部中央にある。この試験片は、溶接後厚さ 1.3 mm の板材の表側と裏側の余盛を除去し、所定の形状に加工した後、表面を研削して作製した。その後、480°C×4 h→WQ の時効処理、真空中で 200°C×24 h

の脱水素処理を行つた。

また、厚さ 11.5 mm の板にメルトラン溶接を施し、溶接方向に沿つて溶接金属のみを切り出し、平行部長さ 6 mm、幅 2.5 mm、厚さ 1 mm の板状小型試験片を作製し、溶接金属の強度(引張強さ)を求めた。

3. 実験結果

3.1 溶接部の組織

3.1.1 マクロ組織

Photo. 1 に、溶接ままの状態における溶接部横断面のマクロ組織を示す。中央に溶接金属その両側に熱影響部が認められ、熱影響部は腐食されにくく白く見える部分(A領域)と強く腐食される黒い部分(B領域)とからなつている。A領域は溶接熱によつてオーステナイト相へ変態した部分、B領域は時効硬化した部分である。

Photo. 1 から明らかなように、溶接入熱の増加に伴つて溶接金属と熱影響部の幅は広くなり、溶接金属の形状は楔形から椀形に変化する。この溶接金属の形状変化を明確にするため、種々の溶接条件下についてビームの入射側(表)と貫通側(裏)で測定した溶接金属幅と溶接入熱との関係を Fig. 2 に示す。溶接金属幅は溶接入熱の増加に伴つてほぼ直線的に増加する。ビームの焦点位置が板表面にある場合より上側にずらした場合の方が、溶接入熱の増加に伴う溶接金属幅の増加は大きい。また、入熱が多くなると表と裏の幅の差は少なくなる。

3.1.2 溶接金属のマイクロ組織

後述するように溶接金属の強度が溶接継手強度に大き

Table 1. Welding conditions.

No.	Accelerating Voltage (kV)	Beam Current (mA)	Welding Speed (cm/min)	Focus Condition (a_b)	Welding Heat Input (J/cm)	
1	15	15	200	1.0 Just Focus	180	
2			50		360	
3			200		240	
4			100		480	
5		20	25	50	1.15 Upper Focus	960
6				200		300
7				100		600
8				18		50

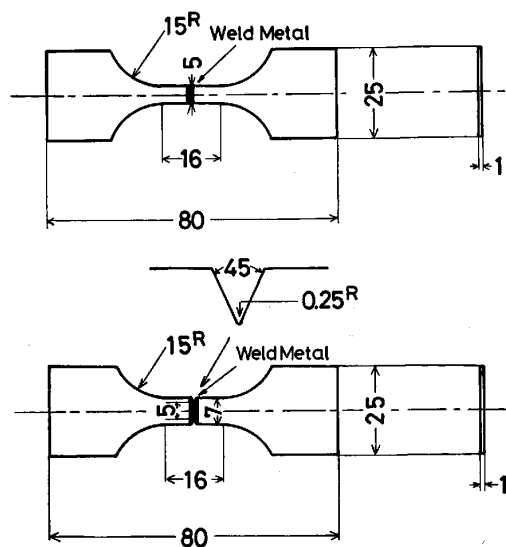


Fig. 1. Dimensions of smooth and notched specimens.

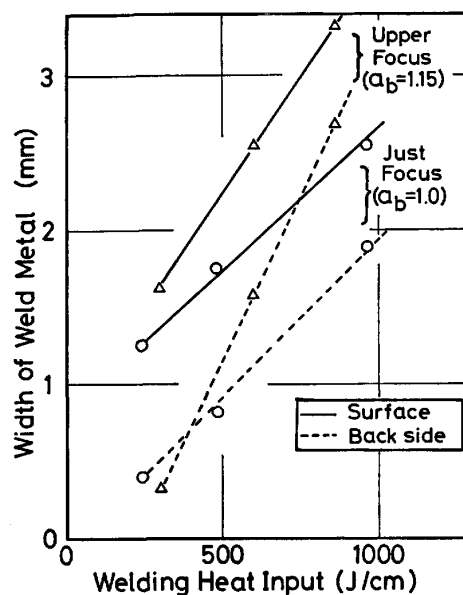


Fig. 2. Relation between width of weld metal and welding heat input in various welding conditions.

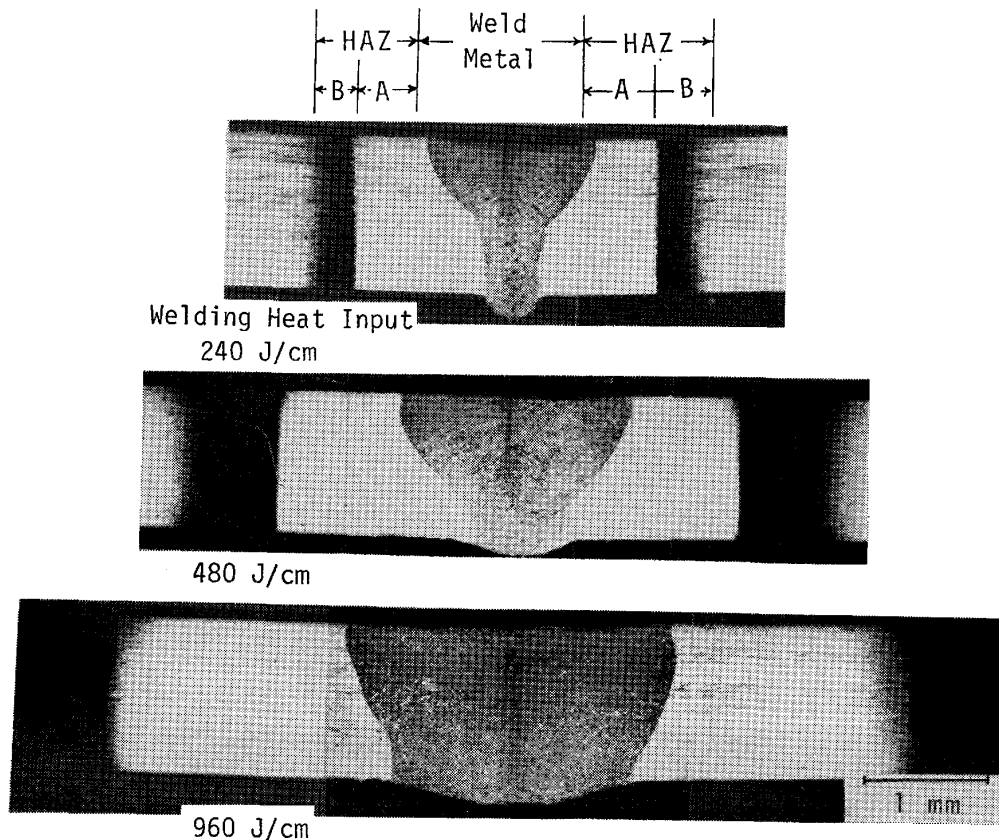


Photo. 1. Transverse cross section macrostructures of weldment.

な影響をおよぼすので、とくに溶接金属の組織を詳細に調べた。その組織を Photo. 2 に示す。溶接入熱の少ない場合と多い場合について、溶接金属の横断面の凝固組織を (A), (B) に、縦断面の組織を (C), (D) に示した。(A), (B) から、溶接入熱が増加すると樹枝状晶の成長方向が板表面に対して平行に近づくことがわかる。また (C), (D) では、断面が十字形の樹枝状晶とその境界とから溶接金属は構成していること、樹枝状晶の断面寸法は溶接入熱の少ない (C) に比べて入熱の多い (D) が 2 倍程大きいことを示している。

溶接金属を構成している樹枝状晶とその境界の偏析状態を把握するため、EPMA で線分析を行った。その結果を母材の分析値に対する比として Table 2 に示す。

Table 2. Microsegregation in weld metal.

Element	Ti			Mo		
	240	480	960	240	480	960
Welding Heat Input (J/cm)	240	480	960	240	480	960
Dendrite *	0.5	0.4	0.5	0.8	0.8	0.8
Dendrite Boundary *	2.1	2.4	3.3	1.3	1.5	1.5

* ratio to base metal

Ni, Co の偏析は少なかつたので、ここには偏析の大きかつた Mo と Ti の結果のみを示している。樹枝状晶内では母材より Mo と Ti 量は減少し、樹枝状晶境界では増加している。また、偏析状態が溶接入熱にほとんど依存していないことがわかる。このことは樹枝状晶と樹枝状晶境界の体積率もまた溶接入熱によつて変わらないことを示唆している。一方、溶接金属には溶接ままと溶接後時効のいずれの状態でも X線回折によつて数 % の γ 相の存在が認められた。この γ 相は偏析状態の結果から、合金元素濃度の高い樹枝状晶境界に存在していると思われる¹⁾⁷⁾⁹⁾。

3.2 溶接部の硬さ

溶接ままと溶接後時効した状態の溶接部の硬さ分布の一例を Fig. 3 に示す。溶接ままの状態では、A と B 領域の境界近傍で硬さは最高値 (HAZ_{max}) を示し、その境界から離れるに従つて硬さは低下する。溶接後時効を行った場合、溶接金属の硬さは最も低い値を示し、熱影響部 A 領域では急激に上昇し、ボンドから離れるに従つて母材の硬さまで上昇する。B 領域では母材の硬さとほぼ等しくなるが、硬さの低い狭い部分 (HAZ_{min}) が認められる。この部分は、溶接の際に $\alpha + \gamma$ の

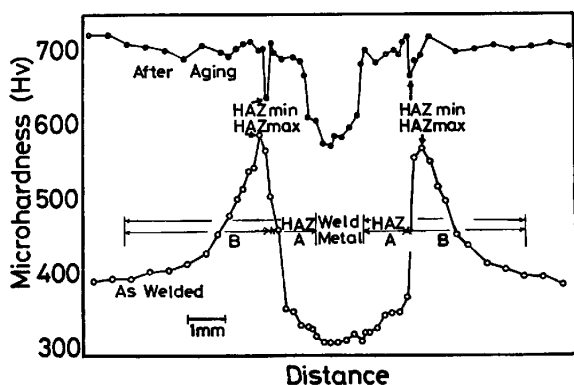


Fig. 3. Transverse microhardness (Load : 1 kg) distribution of weldment made at 480J/cm welding heat input.

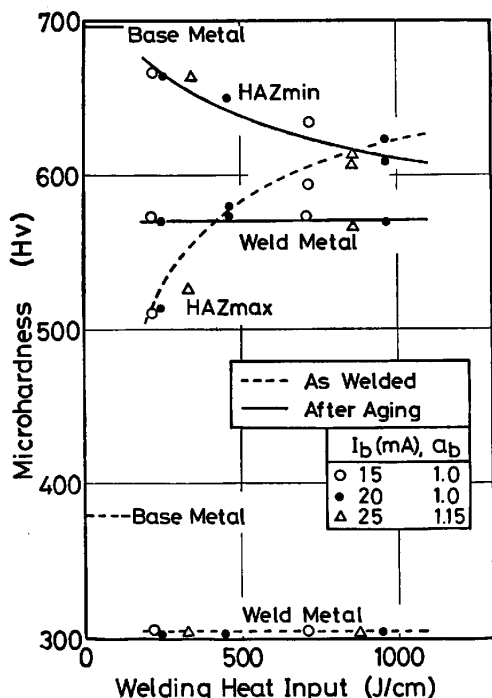


Fig. 4. Relation between microhardness (Load : 1 kg) in weldment and welding heat input under various welding conditions. HAZ_{max} and HAZ_{min} are indicated in Fig. 3.

2 相域に加熱され、 γ 相が室温で一部残留し α 相は過時効状態となりその後の時効によつて硬化が少なかった部分である。すでに述べたように、この部分の強靱性が溶接入熱の多い溶接継手では大きな問題になる。

種々の溶接条件下における各領域の硬さと溶接入熱の関係を Fig. 4 に示す。溶接金属の硬さは溶接まま、溶接後時効したいずれの場合も溶接入熱に依存せず一定である。溶接ままの状態での HAZ_{max} の硬さは、溶接入熱の増加に伴つて上昇する。溶接後時効した状態での HAZ_{min} の硬さは、溶接入熱の増加に伴つて低下する。

しかし、1000J/cm 程度の溶接入熱では溶接金属の硬さまでには低下しない。なお、各領域の硬さは溶接条件が異なる場合でも溶接入熱で整理できるので、以後溶接条件を溶接入熱で表すことにする。

上記の結果から明らかなように、マルエージ鋼の溶接継手は高強度の母材あるいは熱影響部が低強度の溶接金属をはさんだ構成であり、溶接入熱を変えると溶接金属の強度は変わらず、その幅が変わるのが特徴である。

3.3 溶接継手の引張性質

Fig. 5 に、溶接継手強度 (引張強さ) と継手効率を溶接入熱との関係として示す。溶接継手強度は溶接入熱の増加に伴つて単調に減少し、溶接入熱が 900J/cm 近傍で溶接金属の強度まで低下する。また、継手効率は 87% から 75% まで低下する。詳細は後述するが、溶接継手強度の溶接金属幅依存性を調べた結果では、溶接継手強度は溶接金属幅が 2 mm までは単調に低下し、それ以上では溶接金属の強度に等しくなることがわかった。これは、溶接継手強度が溶接金属の幅とその強度に依存することを示唆している。次に溶接金属の靱性を調べることにした。

溶接金属に切り欠きを挿入した試験片を用いて、切り欠き強度 (切り欠き引張強さ) を調べ、その結果を Fig. 6 に示す。なお、切り欠き強度比は溶接金属の引張強さとの比として求めた。溶接金属の切り欠き強度は溶接継手強度と同様に溶接入熱の増加に伴つて低下する。しかし、母材の切り欠き強度比が 0.95 であるのに対し、溶接金属の切り欠き強度比は溶接入熱が多い場合でも 1 以

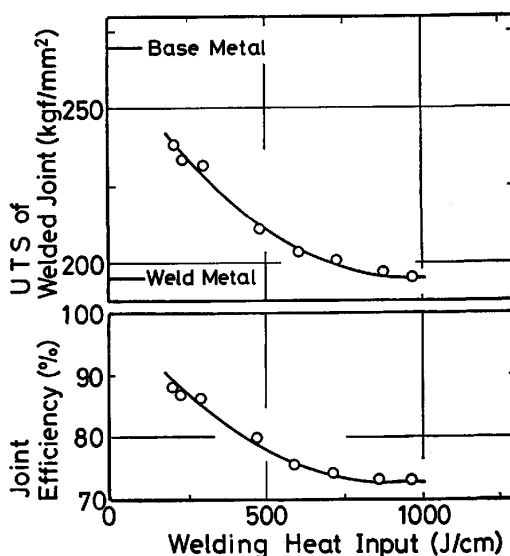


Fig. 5. Relation between ultimate tensile strength of welded joint or joint efficiency and welding heat input.

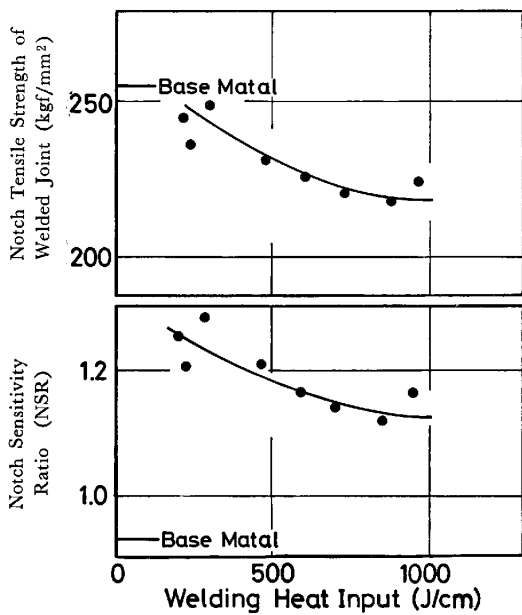


Fig. 6. Relation between notch tensile strength or notch sensitivity ratio of welded joint and welding heat input.

上あり、溶接金属の靱性は母材に較べて遜色のないことがわかる。

3.4 溶接継手の変形と破断位置

溶接継手強度が溶接金属幅に依存することから、低強度の溶接金属に変形が集中し、その挙動が引張強さに影響をおよぼしていることが考えられる。そこで、溶接金属の破断伸びを溶接金属幅との関係として、Fig. 7に示す。標点間距離を試験片の平行部に相当する16mmとした場合、溶接金属幅の増加に伴って破断伸びは単調に増加する。この現象は、溶接継手における変形が溶接金属に集中することを示唆している。さらに、標点間距離を溶接金属幅とした場合の曲線から、溶接金属の変形

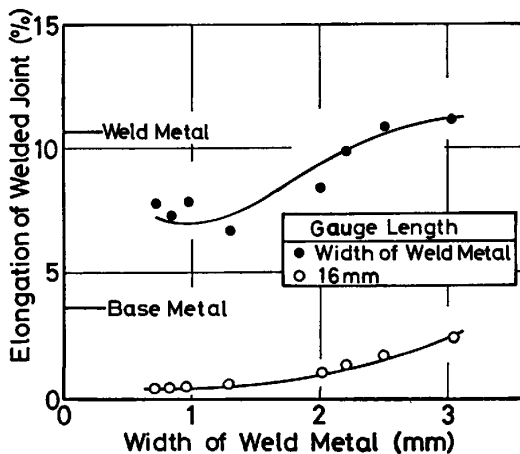


Fig. 7. Relation between elongation in welded joint and width of weld metal.

挙動を詳細に知ることができる。すなわち、溶接金属幅が広い場合にはその伸びは溶接金属の破断伸びと等しく、狭くなるとそれより低くなる傾向が認められる。したがって、広い場合は溶接金属のみの変形と同様な変形をして破断するのに対し、狭い場合は母材の塑性拘束が働いていることがわかる。ただし、後者の場合でも十分変形した後、破断していることに注目すべきである。

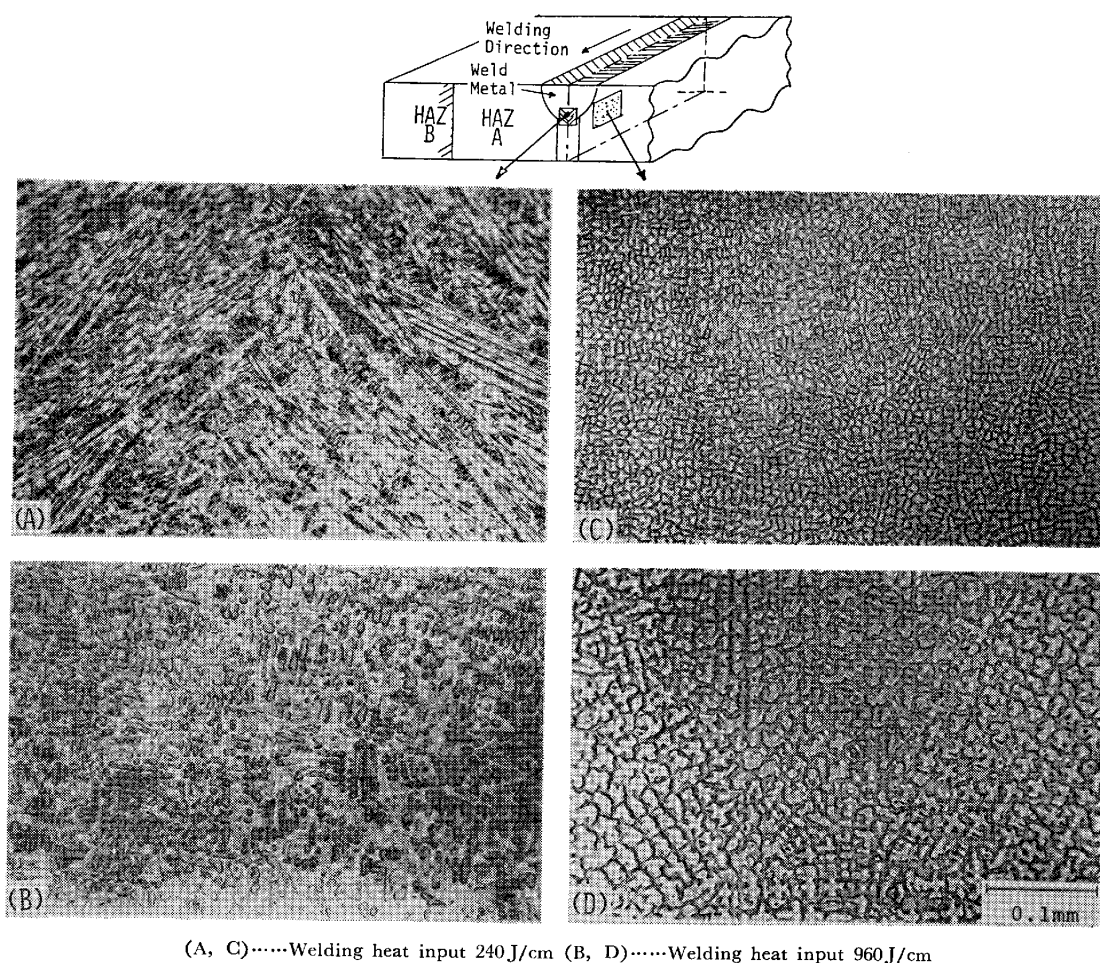
上述のように、変形が溶接金属に集中することから、溶接継手の引張試験における破壊の起点が溶接金属であると容易に予想され、またそのことは破面観察でも確認した。しかし、すでに述べたように、本鋼種の溶接継手は十分変形した後、すなわち引張試験における荷重-変位曲線で最高荷重に達した後破断が生じている。したがって、破壊挙動が溶接継手強度に何ら影響を及ぼしていないと思われるので、破面の詳細についてはこれ以上ふれない。

4. 考 察

4.1 溶接金属の組織と強度

Fig. 3, 4に示したように、溶接継手で最も強度が低い領域は溶接金属であり、その強度は溶接入熱に依存しない。しかし、Fig. 4に示したように、 HAZ_{min} の硬さは溶接入熱の増加に伴って低下するので、この部分が溶接継手で最低の強度になる場合が起こり得る。TIGあるいはMIGのような溶接入熱の多い場合がそれに相当する。このような溶接では、すでに多くの報告で指摘されているように熱影響における強度低下が問題になる¹⁾⁷⁾。それに対して電子ビーム溶接では溶接入熱をかなり増加した条件下でも、溶接金属のほうが強度が低く、しかも靱性も劣化していないので、溶接継手の引張試験においては、溶接金属で集中的に変形した後破断する。したがって、電子ビーム溶接では溶接金属の特性が問題になる。そこで、溶接金属の強度を支配している因子、次に溶接入熱依存性について述べることにする。

Photo. 2から明らかなように、溶接金属の凝固組織は樹枝状晶と樹枝状晶境界からなる混合組織なので、混合則によれば溶接金属の強度はそれぞれの強度と体積に依存する。それぞれの強度はMoとTiの硬化元素量すなわち偏析状態に大きく左右されるであろう。Table 2に示したように、それらの偏析状態は溶接入熱によらず、樹枝状晶内ではMoが1.4倍、Tiが2.5倍程度である。この結果によれば、樹枝状晶境界の強度は樹枝状晶内より高いことになるが、樹枝状晶境界には一部 γ 相が残留しているので、樹枝状晶境界の強度は樹枝状晶内に較べてそれほど高くはないと思われる。また、樹枝



(A, C).....Welding heat input 240J/cm (B, D).....Welding heat input 960J/cm
 Photo. 2. Transverse (A, B) and longitudinal (C, D) cross section microstructures of weld metal.

状晶境界の組織に占める体積率は約 20% 程度と少ないので、溶接金属の強度は樹枝状晶の強度に依存すると考えてよいであろう。事実、引張試験後の破面観察では、樹枝状晶の破断と樹枝状晶境界での剝離を示す破面が共存して認められた。以上のことから、溶接金属の強度は樹枝状晶の強度から推定し得るであろう。

樹枝状晶の強度は、樹枝状晶に含まれる合金元素と CRIMMINS らが示した次式¹⁰⁾

$$\sigma_Y (\text{kgf/mm}^2) = 10.6 + 6.4(\% \text{Co}) + 19.9(\% \text{Mo}) + 56.3(\% \text{Ti})$$

から算出すると 196 kgf/mm² になる。この値は溶接金属から小型試験片を切出し、その強度を測定した値と等しい。したがって、溶接金属の強度が母材より低い理由は、樹枝状晶内で合金元素濃度が母材より低下したことが主因であろう。

4.2 溶接金属幅と溶接継手強度との関係

マルエージ鋼の電子ビーム溶接継手は、低強度でしかも高靱性の溶接金属を高強度の熱影響部と母材がはさん

だ構成であり、溶接入熱の増加に伴い溶接金属幅が広くなり、その継手強度は溶接金属の強度まで低下する。このような溶接継手の構成とその特性は、高張力鋼の溶接割れ感受性を低減するため低強度の溶接棒を用いる場合に類似している。この場合は溶接金属の塑性変形が強度の高い母材によつて拘束され、しかも溶接金属の幅が狭くなるとその拘束の程度が強くなり、その結果溶接継手強度が上昇することが明らかにされ、理論的にも考察されている^{11)~14)}。本実験でも、Fig. 7 で示したように、溶接金属に対して母材の塑性拘束が働いたため、溶接金属幅が狭い場合溶接金属での伸びが溶接金属のみの伸びより低下する結果を得た。そこで、溶接継手強度の溶接入熱依存性を塑性拘束の考えに基づいて検討する。

溶接金属への母材の塑性拘束状態は試験片の形状によつても異なる。その理由は、試験片の形状によつて板厚と板幅方向の拘束状態が異なることによる。したがって、拘束状態は 2 方向から考えなければならない。試験片平行部の板幅 (W) が板厚 (t) に比較して十分大き

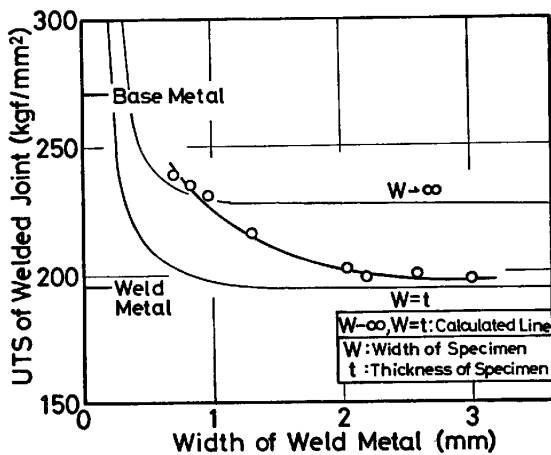


Fig. 8. Relation between experimental and calculated ultimate tensile strengths of welded joint as a function of width of weld metal.

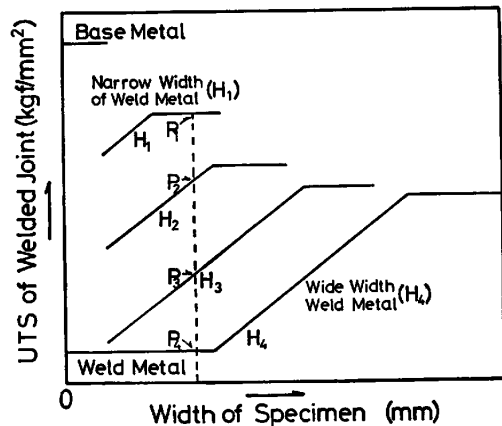


Fig. 9. Schematic illustration of relationship among the strength of welded joint, width of specimen and width of weld metal. $P_1 \sim P_4$ show the strength of welded joint having various width of weld metal for a constant width of specimen.

くて、しかも溶接金属幅に比較しても十分大きい場合 ($W \rightarrow \infty$)、と板幅と板厚が等しい正方形断面の場合 ($W = t$) について、溶接継手強度を表す式が提案されている¹¹⁾¹⁴⁾。両者の場合について、溶接金属の強度を 195 kgf/mm²、加工硬化係数を 0.05 として、板厚 1 mm の溶接継手強度を溶接金属幅に対して計算した。その結果と、Fig. 5 で示した溶接継手強度の実測値を Fig. 8 に示す。なお、溶接金属幅は表側と裏側との平均幅を用いた。 $W \rightarrow \infty$ の曲線は板厚 1 mm で板幅方向の拘束が十分働く場合であり、 $W = t$ の曲線は板幅と板厚が 1 mm で板厚方向と板幅方向の拘束が等しい場合である。すなわち、溶接金属幅一定で板厚が 1 mm の溶接継手強度は板幅が広くなるにしたがって、 $W = t$ から $W \rightarrow \infty$ の曲線まで変化する。この変化は、溶接継手強度と溶接金属

幅および試験片の板幅との関係から明らかになる。Fig. 9 はその関係を模式的に示したものである。

ある溶接金属幅の溶接継手強度は試験片の板幅が増加するにしたがって上昇し、一定値に達する。この上限の値が十分広幅の溶接構造物の溶接継手強度に相当する。そして、より広い溶接金属幅では、その上限の溶接継手強度を求めるにはより広幅の試験片が必要である。板幅が一定の試験片を用いた場合は、図中点線で示したように溶接金属幅が狭い時にのみ、この上限の溶接継手強度が得られる。この上限の強度を溶接金属幅に対して示したのが、Fig. 8 の $W \rightarrow \infty$ の曲線である。

この曲線において、溶接金属幅が 1 mm までの範囲で溶接継手強度が低下するのは試験片の板厚方向の拘束が低下することによる。1 mm 以上で溶接継手強度が一定値を示すのは、板厚方向の拘束が働かなくなり、板幅方向の拘束のみが十分働くことによる。また、 $W = t$ の曲線では、溶接金属幅が 1 mm 以上では両方向の拘束が働かないので、溶接継手強度は溶接金属の強度に等しくなる。したがって、両曲線の強度差は板幅方向の拘束が十分働く場合の強度上昇分に相当する。

Fig. 8 に示したように、本実験で求めた溶接継手強度は溶接金属幅が 2 mm まで単調に低下し、2 mm 以上で溶接金属の強度に等しくなる。本実験では一定形状の試験片 ($W = 5$ mm, $t = 1$ mm) を用いているので、溶接金属幅が広がるとその拘束が弱い状態に変わること示唆している。いいかえれば、十分広幅の試験片を使用すれば、溶接継手強度は $W \rightarrow \infty$ の曲線と同様な溶接入熱依存性を示すはずである。本実験結果は溶接金属幅に比較して試験片板幅が不十分であったため見掛上溶接継手強度が低下したにすぎない。一方、溶接金属幅が 1 mm までの溶接継手強度は $W \rightarrow \infty$ の曲線の変化に一致しているのは、板幅方向の拘束は十分にしかも板厚方向の拘束も多少働くことによるのであろう。

上述の結果から、溶接継手強度が溶接入熱の増加に伴って単調に低下したのは、低強度の溶接金属の幅が増加したため、本実験に用いた試験片の板幅が十分でなく、溶接金属への母材による板幅方向の塑性拘束がしだいに低下したことによる。一方、溶接金属幅が 1 mm 以下であれば、試験片の板幅 5 mm は、十分広幅の溶接構造物の溶接継手強度を求めるに十分な寸法であることがわかった。

5. 結 言

冷間加工した薄板 250 kgf/mm² 級マルエージ鋼に種々の条件下で電子ビーム溶接を施し、溶接継手強度と溶

接条件, 特に溶接入熱との関係を検討した. 得られた結果は以下のとおりである.

1) 溶接後時刻処理を施した状態では, マルエージ鋼の溶接継手は低強度の溶接金属を高強度の熱影響部と母材がはさんだ構成になっている. 熱影響部にも硬化量の少ない領域が形成されるが, 電子ビーム溶接のように溶接入熱の少ない場合はその幅は狭くまた強度も溶接金属の強度より低くならない. したがって, 溶接金属は溶接継手中で最も強度が低い領域である. そして, 溶接入熱の増加に伴って, その幅は増加するがその強度は変わらない.

2) 溶接継手強度は, 低強度の溶接金属の変形を高強度の母材が拘束する程度に支配される. 溶接継手強度が溶接入熱 (溶接金属幅) の増加に伴って単調に減少したのは, 一定寸法 (板幅 5 mm, 板厚 1 mm) の試験片を用いたので, 溶接金属幅が広がると板幅方向の塑性拘束が十分働かなくなるためである. すなわち本実験結果は見掛け上の溶接継手強度が得られたもので, 十分広幅の試験片を用いると本実験結果より小さな溶接金属幅依存性が得られることを推察した. なお, 溶接金属幅 1 mm 以下では, 板幅 5 mm の試験片で十分広幅材の溶接継手強度が求められることを明らかにした.

終わりに, 本研究遂行に当たりご指導いただいた金属材料技術研究所, 稲垣道夫溶接研究部長, 内山郁原子炉材料研究部長, 多くの助言をいただいた大阪大学工学部豊田政男助教授, および試験片作製に協力された技術課

工作係の加藤忠男氏に感謝の意を表します.

文 献

- 1) F. H. LANG and N. KENYON: Welding of Maraging Steels, Welding Research Council Bulletin, 159 (1971)
- 2) 鈴木和久, 下山仁一, 浜田年弘: 溶接学会誌, 36 (1967) 2, p. 116
- 3) 鈴木和久, 下山仁一: 溶接学会誌, 35 (1966) 1, p. 21
- 4) 河部義邦: 日本金属学会報, 14(1975)10, p. 767
- 5) D. A. CANONICO: Welding J., 43 (1964) 10, p. 433 S
- 6) F. D. DUFFEY and W. SUTAR: Welding J., 43 (1964) 6, p. 251 S
- 7) P. H. S. COX, A. J. BIRKLE, B. G. REISDORF, and G. E. PELLISSIER: Trans. ASM, 60 (1967), p. 125
- 8) K. SEIFERT and H. D. STEFFENS: Proceedings of International 4th Fracture Conference, Vol. 3 (1972), p. 781
- 9) K. SEIFERT: Stahl Eisen, 93 (1973) 9, p. 862
- 10) A. MAGNEE, J. M. DRAPIER, J. DUMONT, D. COUTSOURADIS and L. HABRAKEN: Cobalt-Containing High Strength Steels, (1973), p. 53 [Contre D' Information Pu Cobalt.]
- 11) 日本溶接協会鉄鋼部会 SJ 委員会: 軟質溶接継手の力学的挙動と強度に関する研究, 総合報告書 (1975)
- 12) 佐藤邦彦, 土井 勉, 豊田政男: 溶接学会誌, 37 (1968) 11, p. 1215
- 13) 佐藤邦彦, 豊田政男: 溶接学会誌, 40 (1971) 9, p. 885
- 14) 佐藤邦彦, 豊田政男, 藤井英輔: 日本造船学会論文集 (1972) 132, p. 381