

論 文

強度水準 200~300 kgf/mm² のマルエージ鋼の
溶接継手強度

© 1984 ISIJ

藤田充苗*・河部義邦*・入江宏定*²・塚本 進*³Strength of Welded Joint in Maraging Steels Having Strength
Levels from 200 to 300 kgf/mm²

Mitsutane FUJITA, Yoshikuni KAWABE, Hirosada IRIE and Susumu TSUKAMOTO

Synopsis:

The strength of electron beam welded joint in six maraging steels has been measured and discussed on the basis of microstructural features and the strength of weld metal.

The strength of the welded joint of steels except No. 6 steel increases proportionally with the increase in the strength level of the base metal. In No. 6 steel the strength of the welded joint is remarkably lower comparing with the strength of the base metal. The joint efficiency is usually about 90%, but that of No. 6 steel is 75%.

The lower joint efficiency in No. 6 steel can be explained by the fact that the weld metal have the low strength as the result of the formation of the large amount of the stable austenite. The amount and the stability of the austenite phase increase remarkably, when Ms temperature in the base metal is lower than 200°C.

The maximum strength of base metal for which the strengthening is effective, is more than 300 kgf/mm² if it is evaluated from smooth tensile test of welded joint. The maximum strength is 270 kgf/mm² when welded joint is evaluated from notch tensile test of weld metal.

1. 結 言

超高速回転体あるいは高速飛翔体の性能を向上させるためには、比強度の高い材料が必要とされる。そのような性質を持つ材料にマルエージ鋼があり、140 から 280 kgf/mm² までの強度水準の鋼が開発されている^{1)~4)}。構造設計にどの強度水準の鋼を選択するかは、構造物における応力集中の程度、溶接接合を必要とするか否か、また使用環境などを考慮して決められる。母材の選択指針については、すでに数多くのデータが報告されている^{1)~4)}。使用環境の影響が無視できる条件下で、平滑および切欠引張、破壊靱性試験でそれぞれの強度を評価した場合、現在どの程度の強度水準の鋼までが使用可能であるかは明らかにされており、その上限値は限界強度と称されている⁵⁾。

しかし、マルエージ鋼は溶接構造材として広く用いられるにもかかわらず、強度水準の高い鋼の溶接性に関する報告は少なく、系統的な研究はなされていない。そこで、強度水準の異なるマルエージ鋼の溶接継手強度を調べ、溶接構造材として使用可能な鋼の限界強度を明らか

にする必要がある。

前報⁶⁾では、250 kgf/mm² の強度水準にある鋼を用いて、溶接条件と溶接継手強度との関係を明らかにした。本研究では、60% 冷間圧延した 200~300 kgf/mm² の強度水準にある 6 種類の薄板マルエージ鋼に電子ビーム溶接を施し、溶接継手強度および溶接金属の組織と強度を調べ、溶接性の観点から母材の高強度化の限界を明確にしようと試みた。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材

Table 1 に、実験に使用した 6 種類のマルエージ鋼の化学組成を示す。これらの鋼を 20 kg 真空高周波溶解炉で溶製し、厚さ 30 mm、幅 90 mm の板に鍛造圧延後、所定の強度が得られるように溶体化あるいは加工熱処理を行った。その後、60% の冷間圧延、溶接、時効処理を行った。その作業手順と処理条件を Table 2 に示す。No. 1 から No. 4 までの鋼はそれぞれの強度水準における代表的な鋼であり、処理条件は標準的なものである。No. 5 と No. 6 鋼は同一強度水準の鋼である。

昭和 56 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 1 月 27 日受付 (Received Jan. 27, 1984)

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

Table 1. Chemical composition (wt%) and ultimate tensile strength. (σ_B : kgf/mm²)

Alloy	C	Si	Mn	P	S	N	Ni	Co	Mo	Ti	Al	σ_B
No. 1	0.002	0.011	0.005	0.003	<0.005	0.0017	17.94	8.00	4.49	0.50	0.029	201
No. 2	0.003	0.008	0.003	0.002	<0.005	0.0014	18.11	8.85	4.49	0.67	0.030	216
No. 3	0.002	0.008	0.002	0.004	<0.005	0.0015	17.50	12.48	3.79	1.68	0.058	267
No. 4	0.004	0.010	0.005	0.003	<0.005	0.0021	18.07	12.02	4.45	1.35	0.050	270
No. 5	0.002	0.005	0.006	0.002	<0.005	0.0054	13.40	14.81	9.54	0.21	0.034	304
No. 6	0.006	0.005	0.002	0.006	<0.005	0.0020	18.01	14.83	6.49	1.05	0.038	298

Table 2. Procedures for materials preparation.

Alloy	Hot rolling	Solution treatment	Cold rolling	Welding	Aging treatment
No. 1 No. 4	1 250°C 30mm→7mm	820°C×1h	3.5mm→1.3mm Reduction 60%	Voltage 40kV Current 20mA Speed 100, 200cm/min Just focus	480°C×4h
No. 5	Thermomechanical treatment				500°C×4h
No. 6	1 250°C 30mm→7mm	850°C×1h			

No. 5 鋼は Mo が 10% と多く加工熱処理を必要とする鋼で、その処理は従来の報告と同様な条件で行った。No. 6 鋼は Mo が 6% と少なく、Ti を 1.1% 添加した鋼で、溶体化処理を No. 1 から No. 4 鋼の場合より若干高温の 850°C で行い、加工熱処理を必要としない鋼である。

2.2 溶接方法

冷間圧延した厚さ 1.3 mm、幅 110 mm 薄板の圧延方向に沿って、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）を行なった。溶接条件は加速電圧 40 kV、ビーム電流 20 mA、ビーム焦点位置を板表面と一定にし、溶接速度を 100, 200 cm/min の 2 条件とした。平均溶接金属幅は溶接速度 100 cm/min では 1.3 mm、200 cm/min では 0.8 mm であった。

2.3 引張試験

引張試験には平滑と切り欠き付の 2 種類の試験片を使用した。平滑試験片は平行部の長さ 16 mm、幅 7 mm、厚さ 1 mm である。平行部の幅 7 mm は、次報⁷⁾で明示するように、溶接金属の板幅方向の変形を母材によって拘束できる、すなわち十分広幅の溶接継手材の強度が求められる条件を満たした寸法である。切欠試験片は平滑試験片と同一寸法で、平行部中央の溶接金属に深さ 1 mm の切り欠き ($K_t=3.5$) を両側に付けた形状である。これらの試験片は、溶接後厚さ 1.3 mm の板材の表側と裏側の余盛を除去するため、1 mm まで研削して作製した。その後、Table 2 に示す時効処理を施し、真空中で 200°C×24 h の脱水素処理を行なった。

また、厚さ 11.5 mm の板にメルトラン溶接を施し、溶接方向に沿っ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 の小型試験片を作製し

て、溶接金属の強度を測定した。

3. 実験結果

3.1 溶接部の硬さ

各鋼を 100 cm/min の速度で溶接し、時効した後の板材中央部における硬さ分布を Fig. 1 に示す。各鋼とも溶接金属で硬さが最も低く、また熱影響部のボンドから少し離れた狭い部分 (HAZ min) で硬さが低下している。溶接金属の硬さの低下は母材の硬さが高い、すなわち強度水準の高い鋼ほど大きい。熱影響部の硬さの低下傾向も同様である。しかし、HAZ min の硬さは、各

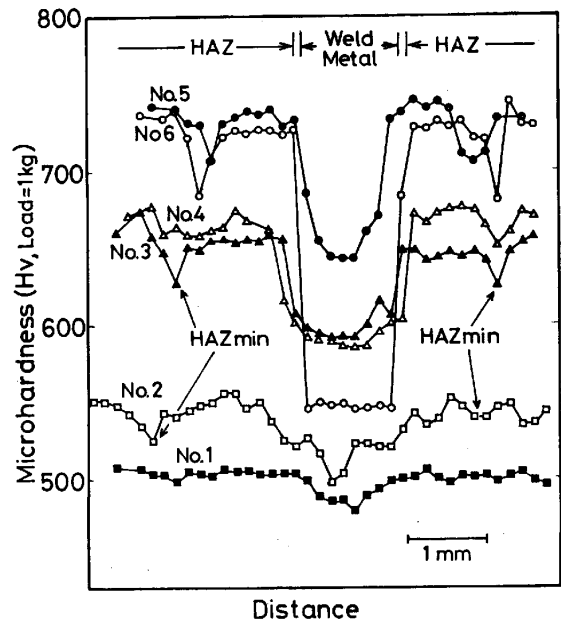


Fig. 1. Transverse microhardness distribution of welded joint aged after welding at 100 cm/min welding speed.

鋼とも溶接金属より十分高い値を示している。したがって、マルエージ鋼の電子ビーム溶接継手は高強度の母材と熱影響部が低強度の溶接金属をはさんだ構成であり、母材と溶接金属との強度差は強度水準の高い鋼ほど大きいといえよう。

上記の傾向は、Fig. 2 に示す溶接金属、HAZ minの硬さと母材の強度との関係から明確である。なお、ここで注目されるのは、同一強度水準にある No. 5 鋼に比較して、No. 6 鋼の溶接金属の硬さが大きく低下していることである。また、No. 6 鋼の HAZ min の硬さも No. 5 鋼のそれよりいくぶん低下している。

3.2 溶接継手の引張性質

各鋼の溶接継手強度と継手効率を、母材強度との関係として Fig. 3 に示す。No. 6 鋼以外では、母材強度が上昇するにしたがって溶接継手強度は高くなり、継手効率はわずかに低下する傾向にある。それでも、溶接速度が 200 cm/min では 92~90% と高い継手効率を示している。しかし、No. 6 鋼の溶接継手強度と継手効率は著しく低下している。すなわち、No. 6 鋼の溶接継手強度は母材強度に比較して異常に低いことがわかる。なお、溶接速度が遅い(100 cm/min) 場合は速い(200 cm/min) 場合に比較して、溶接継手強度と継手効率がともに低下している。これは前報で明らかにしたように、溶接速度が遅い場合は溶接入熱量が多いので溶接金属幅が広くなり、低強度の溶接金属の変形を高強度の母材に

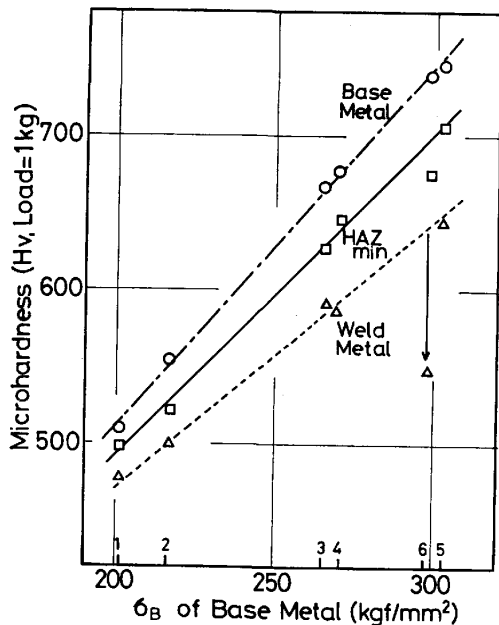


Fig. 2. Relation between microhardness in welded joint and ultimate tensile strength (σ_B) of base metals. HAZ min is indicated in Fig. 1. Numerals are number of the alloy.

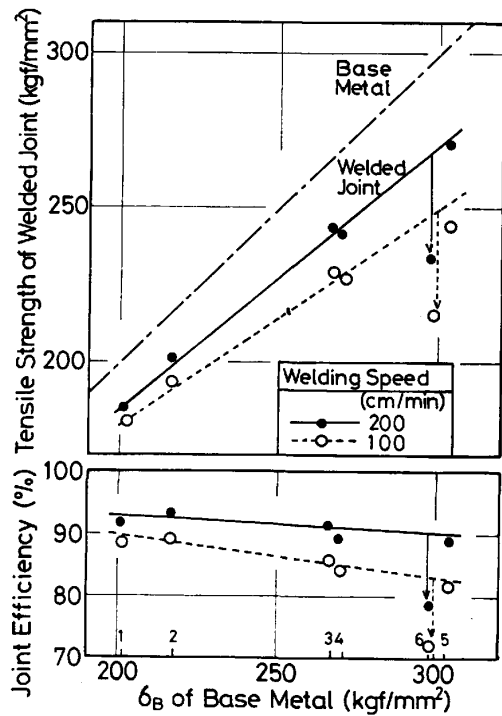


Fig. 3. Relation between ultimate tensile strength of welded joint or joint efficiency, and ultimate tensile strength (σ_B) of base metals.

よつて拘束する程度が弱くなるためである。この場合でも、No. 6 鋼の溶接継手強度と継手効率は他の鋼より大きく低下している。

次に溶接金属の靱性を把握するため、切欠強度を求めた。母材と溶接金属の切欠強度および切欠強度比を、母材強度との関係として Fig. 4 に示す。なお、溶接金属の切欠強度比は小型試験片で求めた溶接金属の強度に対する比として表した。母材強度が 270 kgf/mm² までは、母材および溶接金属の切欠強度は母材強度が上昇するにしたがって上昇し、切欠強度比も 1 以上で、母材、溶接金属とも良好な靱性を示している。一方、300 kgf/mm² の強度水準の No. 5 と No. 6 鋼の母材と No. 5 鋼の溶接金属は切欠弱化を示している。これに対して、No. 6 鋼の溶接金属は切欠強化の状態にある。したがって、No. 6 鋼の溶接継手強度と継手効率が同一強度水準の No. 5 鋼に比べて異常に低いのは、溶接金属の靱性が低いためでないことは明らかである。

溶接金属の切欠強度は溶接速度が 100 と 200 cm/min ではほぼ同一であり、溶接速度に依存しない。また、熱影響部の切欠靱性は母材と同等で、熱影響部の靱性が特に劣化しているという事実は認められなかった。

3.3 溶接継手の変形挙動

溶接継手の引張試験における変形は低強度の溶接金属に集中し、しかも破壊の起点は溶接金属であることが破

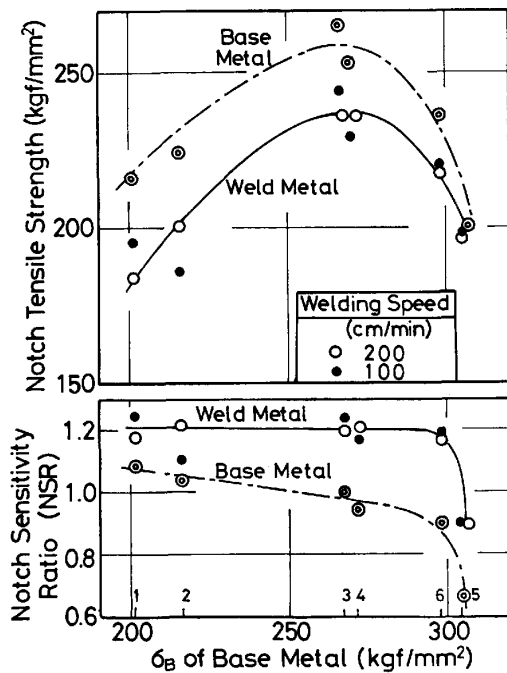


Fig. 4. Relation between notch tensile strength or notch sensitivity ratio of welded joint, and ultimate tensile strength (σ_B) of base metals.

断した試験片の目視観察で認められた。一方、溶接金属の変形は母材による拘束の程度によつて影響され、この拘束が強く働く場合に溶接継手強度は高くなる⁶⁾⁷⁾。これらのことから、各鋼の溶接金属に働く拘束の程度を伸びの大きさによつて検討した。

Fig. 5 に溶接金属と溶接継手の伸びを母材強度との関係として示す。溶接金属の伸びは小型試験片を用いて実測した値であり、溶接継手の伸びは標点間距離を溶接金属幅として求めたものである。溶接継手の伸びはいずれも溶接金属自体の伸びより低下している。そして、溶接速度が速い場合、および溶接速度が遅い時は強度水準が高くなるとともにその低下が著しい。このように伸びが低下するのは、溶接金属の変形が母材によつて強く拘束されるためである⁶⁾⁷⁾。No. 6 鋼では、母材強度に比べて溶接金属の強度が低いので、溶接金属の伸びはその強度依存性を表す線上から外れ非常に高い値を示す。しかし、溶接継手の伸びは他の鋼と同一線上にあり、この伸びの低下は著しく大きい。したがつて、No. 6 鋼の溶接金属の変形は他の鋼と同様に母材によつて拘束されていることがわかる。

3.4 溶接金属の組織

各鋼の溶接部のマクロ組織は前報⁶⁾と同様であつたので、ここでは溶接後時効した溶接金属のミクロ組織の代表例を Photo. 1 に示す。これは溶接方向と平行な断面

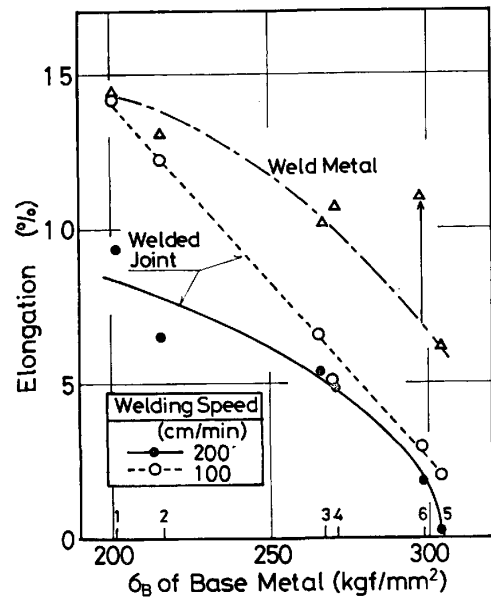
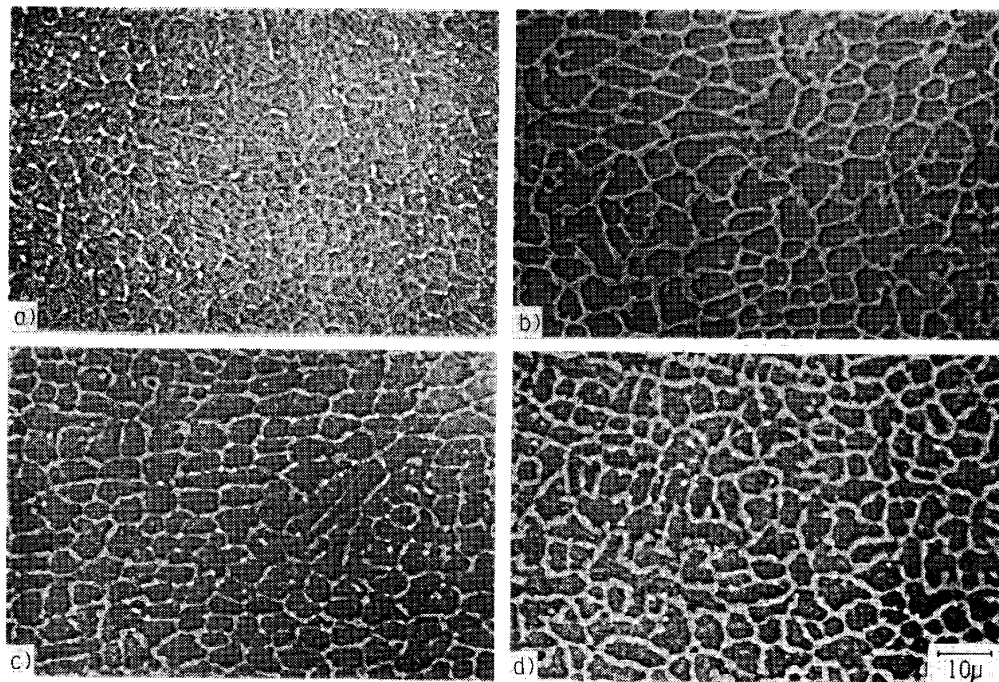


Fig. 5. Relation between elongation of welded joint or weld metal, and ultimate tensile strength (σ_B) in base metals.

すなわち樹枝状晶の成長方向に垂直な断面の走査電子顕微鏡組織写真である。組織は楕円形状のセル状樹枝状晶とそれにそつた幅のある粒界の樹枝状晶境界とで構成されている。樹枝状晶境界の体積率は No. 1 から No. 6 鋼と強度水準が高くなるにしたがつて多くなる。

樹枝状晶とその境界の化学組成を EPMA で分析し、その結果を母材の分析値との比で表して Table 3 に示す。各鋼とも母材に対して樹枝状晶内では Ni, Co は 0.9, Mo は 0.8, Ti は 0.6 倍であり、その境界では Ni, Co は 1.1, Mo は 1.6, Ti は 2.5 倍である。樹枝状晶よりその境界のほうが合金元素濃度の高い偏析状態にある。母材に対する偏析の程度が各鋼ともほぼ等しいことは、合金元素濃度が高い、すなわち強度水準の高い鋼ほど、樹枝状晶境界での合金元素濃度が高いことを意味する。合金元素の中でも Ti は偏析しやすい元素なので、Ti を多く含んだ鋼は樹枝状晶境界の Ti 濃度は高くなる。

樹枝状晶境界では合金元素濃度が高く、残留オーステナイトの存在が考えられるので X 線回折によつてその量を測定した。その結果を Table 3 に示す。X 線による残留オーステナイトの定量は $(220)_\gamma$ と $(110)_\alpha$ の回折線の強度比から求めた。一方、点算法によつて樹枝状晶境界の面積率を測定した。両者の値はほぼ一致し、しかも Photo. 1 に示した境界は腐食されにくいので、境界は大部分残留オーステナイトであるといえよう。そして、境界面積が多い No. 6 鋼は多くのオーステナイト



a): No. 1, b): No. 4, c): No. 5, d): No. 6

Photo. 1. Scanning electron microphotograph in weld metal of various maraging steels.

が残留していることがわかる。なお、樹枝状晶境界の面積率は溶接速度、溶接金属の位置の相違によって大きな差異は認められなかった。

4. 考 察

4.1 溶接継手強度と母材の合金組成

Fig. 3 に示したように、溶接継手強度は母材の強度水準の高い鋼ほど高くなり、継手効率は 92~90% と高い水準にある。しかし、No. 6 鋼の溶接継手強度と継手効率は上述の傾向からずれた異常に低い値を示す。No. 6 鋼の溶接継手強度が低い理由として、1) 溶接金属の靱性が低く低応力破壊を起こす場合、2) 低強度の溶接金属の変形を高強度の母材によって拘束する程度が低い場合、3) 母材による溶接金属の拘束は他の鋼と同程度であるが、溶接金属の強度が他の鋼より低い場合、の3つが考えられる。No. 6 鋼の溶接継手においても、変形が溶接金属に集中した後延性破壊していること、また Fig. 4 に示したように溶接金属の切欠強度比は 1 以上の値を示すことから、溶接金属の靱性が低くて溶接継手強度が低下したとは考えられない。また、Fig. 5 に示したように、溶接継手の伸びは他の鋼と同様に低下することから、溶接金属の変形を母材によって拘束する程度がとくに低いとは思われない。溶接継手強度を溶接金属の強度で整理すると Fig. 6 のようになる。溶接金属の強度に比例して溶接継手強度は上昇している。したがって、溶接継手強度を支配しているのは主に溶接金属の強

Table 3. Microsegregation and amount of retained austenite in weld metals.

Alloy	Position	Microsegregation*				Amount of retained γ (%)	
		Ni	Co	Mo	Ti	Point counting	X-ray method
No. 1	Boundary**	1.0	1.1	1.6	2.6	2	3
	Dendrite	0.9	0.9	0.9	0.6		
No. 2	Boundary	1.1	1.1	1.6	2.2	7	7
	Dendrite	0.9	0.9	0.7	0.6		
No. 3	Boundary	1.2	1.1	1.5	2.2	23	18
	Dendrite	0.9	0.9	0.6	0.5		
No. 4	Boundary	1.1	1.1	1.5	2.3	24	23
	Dendrite	0.9	0.9	0.8	0.5		
No. 5	Boundary	1.1	1.1	1.8	3.0	13	15
	Dendrite	0.9	0.9	0.7	0.7		
No. 6	Boundary	1.1	1.0	1.6	2.8	30	33
	Dendrite	0.9	0.9	0.8	0.5		
Average	Boundary	1.1	1.1	1.6	2.5		
	Dendrite	0.9	0.9	0.8	0.5		

* Ratio to base metal
** Dendrite boundary

度であり、事実 No. 6 鋼の溶接金属の強度は母材強度が高いことを考慮すると著しく低い。そこで、溶接金属の強度に影響をおよぼす因子について検討する。

溶接金属の組織は、Photo. 1 に示したように、時効硬化したマルテンサイトの樹枝状晶とオーステナイトとして残留している樹枝状晶境界からなる混合組織である。したがって、溶接金属の強度 (σ_{WM}) は次式の混合則にしたがうであろう。

$$\sigma_{WM} = \sigma_D V_D + \sigma_{DB} V_{DB} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 σ_D : 樹枝状晶の強度、 V_D : 樹枝状晶の体積率、 σ_{DB} : 樹枝状晶境界の強度、 V_{DB} : 樹枝状晶境界の体積率である。樹枝状晶の強度 (σ_D) は、マルエージ鋼にお

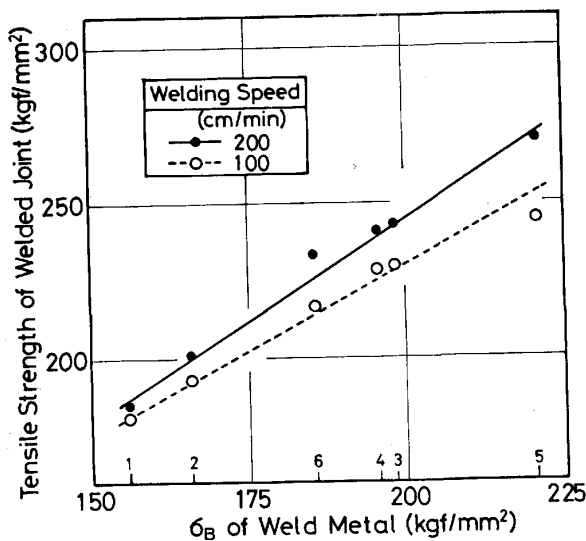


Fig. 6. Relation between tensile strength of welded joint and ultimate strength (σ_B) of weld metals.

Table 4. Strength of weld metal and M_s temperatures.

Alloy	Strength of weld metal (kgf/mm ²)		M_s temperature (°C)		
			Base metal		Dendrite boundary
	Measured	Calculated*	Measured	Calculated**	Calculated**
No.1	156	156	245	241	67
No.2	166	161	230	231	50
No.3	198	166	235	246	42
No.4	196	166	205	215	2
No.5	221	191	215	214	-27
No.6	186	179	135	139	-131

* By equation (1)

** By equation (3)

ける強度と化学組成の関係を示す次式⁸⁾で算出される。

$$\sigma \text{ (kgf/mm}^2\text{)} = 17.6(\%Ni) + 21.9(\%Co) + 12.0(\%Mo) + 33.5(\%Ti) - 1.05(\%Ni) (\%Co) - 212.2 \dots\dots\dots (2)$$

樹枝状晶の合金組成は EPMA で測定した値を使用した。一方、残留オーステナイトになつている樹枝状晶境界の強度 (σ_{DB}) は合金組成によらず、ANTROVICH が用いた⁹⁾ 85.5 kgf/mm² を用いた。それぞれの体積率は Table 3 の点算法で求めた値を使用した。

溶接金属の強度を上記の数値を用いて計算した値と実測した値を Table 4 に示す。なお、実測した値は小型試験片によるものであるが、前報²⁾でも示したように、溶接条件によつてその値は大きく影響されない。No. 1, No. 2, No. 6 鋼は実測値と計算値との差が 10 kgf/mm² 以下であり、ほぼ一致しているといえる。しかし、No. 3 から No. 5 鋼ではその差が 30 kgf/mm² 程度計

算値のほうが低いので、上記の計算で溶接金属の強度を推定するには問題がある。この理由として、引張試験中に樹枝状晶境界を構成しているオーステナイトが強度の高いマルテンサイトに加工誘起変態することが考えられる。そこで、この残留オーステナイトの安定性を検討した。

オーステナイトは M_s あるいは M_f 温度が低温にあるほど安定である。そこで、母材と樹枝状晶境界の M_s 温度を次式⁹⁾を用いて計算した。

$$M_s \text{ (}^\circ\text{C)} = -16.5(\%Ni) - 21.5(\%Ni)(\%Mo) - 1.82(\%Co)(\%Ti) + 715.9 \dots\dots\dots (3)$$

その結果を Table 4 に示す。母材における M_s 温度は実測値と計算値がほぼ一致しているのので、(3)式で M_s 温度を推定できることがわかる。 M_f 温度は M_s 温度から約 110°C 低温にあるとされているので、各鋼の樹枝状晶境界の M_f 温度は室温以下にあり、その境界にオーステナイトが残留している事実と良く一致する。また、溶接金属のみからなる小型試験片の引張破断した試験片平行部における相を X 線回折で同定した。その結果、No. 5 と No. 6 鋼では残留オーステナイトが認められたが、No. 1 から No. 4 鋼では認められなかつた。したがつて、No. 1 から No. 4 鋼の残留オーステナイトは不安定なものであろう。また、No. 5 鋼のそれも M_s 温度が室温近くにあることから、一部は引張試験中にマルテンサイトに変態すると思われる。しかし、No. 6 鋼のオーステナイトは M_s 温度が非常に低く十分安定な相であるといえる。

時効硬化していないマルテンサイトの強度は約 120 kgf/mm² なので残留オーステナイトが引張試験中マルテンサイトに変態すると、溶接金属の強度は(1)式で計算した値より上昇する。Table 4 に示したように計算値のほうが実測より低い No. 3 と No. 4 鋼では、上記のことを考慮すると計算値は 10 kgf/mm² 程度高くなる。また、No. 5 鋼では樹枝状晶の強度を前報⁹⁾で使用した CRIMMISS らの式を用いて計算すると、溶接金属の強度は実測値と良く一致する。このことは、Ti 含有量の少ない No. 5 鋼の樹枝状晶の強度計算に(2)式を用いることは適切でないことを意味している。結局、残留オーステナイトの引張試験中における安定性を考慮し、また適切な樹枝状晶の強度計算式を選択すれば、溶接金属の強度は(1)式で推定できることになる。

No. 6 鋼の溶接金属の強度が異常に低いのは、強度の低いオーステナイトが多量に残留し、しかもそのオーステナイトが安定であることによる。このようなオーステナイトが生成し、溶接継手強度と継手効率を低下させる

か否かは、母材の M_s 温度が判定基準となりうる。Table 4 に示すように継手効率を高めるには、 M_s 温度が 200°C 以上であることが1つの必要条件であるといえよう。

M_s 温度が 200°C 以上の鋼でも、溶接金属のほうが母材より強度が低下しているため、継手効率が 90% 程度に止まっている。溶接金属の強度が低くなるのは、母材が冷間圧延され加工硬化状態にあることのほかに、溶接金属では偏析が生じていることによる。すなわち、溶接金属を構成している樹枝状晶の合金元素濃度は母材より低いので強度は低下し、また樹枝状晶境界の濃度は母材より高くなるが、オーステナイトが残留するのでやはり強度は低下する。とくに、時効硬化元素の中で Ti は偏析しやすい元素であり、樹枝状晶の強度と境界での M_s 温度を下げる度合いが大きい。したがって、Ti によつて強化をはかる場合は、溶接金属の偏析状態と母材の M_s 温度にとくに配慮が必要であろう。

4.2 溶接継手の限界強度

一般に材料を強化していくとある強度以上では、硬さなどから推定した材料強度に見合った引張強さが得られないことがある。これは低応力破壊が発生するため、その発生を阻止できる材料強度の上限は限界強度と呼称されている。マルエージ鋼の母材についてはすでに限界強度が示されている⁵⁾¹⁰⁾ので、それと比較して溶接継手の限界強度について述べる。

Fig. 7 に母材強度と種々の試験で評価されて設計に反映される強度との関係を模式的に示す。また、現在の技術水準で到達しているそれぞれの限界強度も表示した。

溶接継手強度は、Fig. 3 に示したように No. 6 鋼を除くと母材強度に比例して上昇している。300 kgf/mm² の No. 5 鋼でも低応力破壊を起こさず、270 kgf/mm² の溶接継手強度が得られている。また、母材強度が 360 kgf/mm² 級の鋼で 300 kgf/mm² の溶接継手強度が得られている報告もあり¹¹⁾、溶接継手強度で評価した場合、母材強度 300 kgf/mm² ではまだ限界強度に達していないことを示している。

溶接継手の熱影響部あるいは溶接金属に応力集中係数 (K_t) 3.5 の切り欠きが存在する切欠強度で評価した場合の限界強度を考えてみる。熱影響部に切り欠きがある場合、切欠強度比が 1 以下になるのは母材強度 270 kgf/mm² 以上の鋼である。この強度は、母材の切欠強度比が 1 以下となる強度と同等である。これは、電子ビーム溶接のような低溶接熱では熱影響部での靱性低下が生じなかつたためであろう。溶接金属に切り欠きが存在す

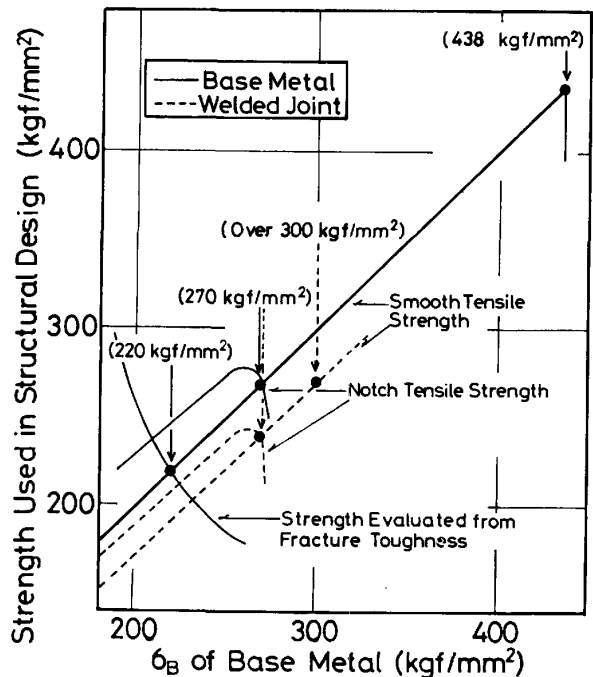


Fig. 7. Schematic illustration of relationship between the strength used in structural and ultimate tensile strength (σ_B) of base metals. The solid mark indicates the maximum strength of base metals for which the strengthening is effective.

る場合、Fig. 5 に示したように母材強度 270 kgf/mm² のとき最大 245 kgf/mm² の切欠強度に達し、それ以上の母材強度では逆に低下している。すなわち、熱影響部あるいは溶接金属に切り欠きが存在する場合、母材強度が 270 kgf/mm² 以上の鋼では切欠強度が上昇しないので、270 kgf/mm² の母材強度が限界強度であるといえよう。

5. 結 言

200~300 kgf/mm² の強度水準の 6 種類のマルエージ鋼に電子ビーム溶接を施し、時効処理後の溶接継手の性能を検討した。得られた結果は次のとおりである。

(1) 溶接後時効処理を施した溶接継手は、いずれの鋼も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である。このため、溶接金属の変形を母材が強く拘束する場合、すなわち溶接金属の幅が狭いほど、溶接継手強度は高くなる傾向にある。

(2) 溶接継手強度は母材の強度水準の高い鋼ほど高くなり、それらの継手効率は 90% 以上である。しかし、母材強度に比較して溶接金属の強度が著しく低い鋼の継手効率は 75% と低い値を示す。

(3) 溶接継手強度に大きな影響をおよぼす溶接金属の強度は、主として溶接金属を構成している樹枝状晶とその境界の強度と体積率に依存し、さらに樹枝状晶境界

を形成している残留オーステナイトの安定性にも依存する。

(4) 優れた継手効率を示す母材の M_s 温度は 200°C 以上である。一方、継手効率の低い母材の M_s 温度は 135°C であり、溶接金属に多量のオーステナイトが残留ししかも安定である。したがって、母材の M_s 温度が 200°C 以上であることが、マルエージ鋼において優れた継手効率を得るための 1 つの指標である。

(5) 溶接性の観点から、母材の高強度化の限界を検討した。溶接部の強度を溶接継手強度で評価すると、母材強度 300 kgf/mm² でもまだ上昇傾向を示し限界に達していない。切欠強度で評価すると、母材の場合と同様に母材強度 270 kgf/mm² で急激に低下し、この強度が限界強度であることを明らかにした。

終わりに、本研究遂行に当たり御指導いただいた金属材料技術研究所、内山郁科学研究官、古林英一強力材料研究部長、多くの助言をいただいた強力材料研究部の諸氏、および試験片作成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), p. 116
- 3) 鈴木和久, 下山仁一: 溶接学会誌, 35 (1966), p. 21
- 4) 河部義邦: 日本金属学会会報, 14 (1975), p. 767
- 5) 河部義邦, 中沢興三, 萩原益夫, 宗木政一, 津谷和男: 金属材料技術研究所研究報告集 2 (1980), p. 138
- 6) 藤田充苗, 河部義邦, 入江宏定, 塚本 進: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 990
- 7) 藤田充苗, 河部義邦, 入江宏定, 塚本 進: 鉄と鋼, 投稿中
- 8) 岡田康孝, 邦武立郎: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 791
- 9) S. D. ANTOLOVICH, A. COLDBERG and A. SAXENA: JISI, 211 (1973), p. 622
- 10) 宗木政一, 河部義邦, 高橋順次: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 983
- 11) 尹 鐘大, 須藤 一: 日本金属学会誌, 47 (1983), p. 590