

論 文

溶体化時効処理 Ti-6Al-4V 合金の電子ビーム
溶接継手特性藤田 充苗*・河部 義邦*・入江 宏定*²Mechanical Properties of Electron Beam Welded Joint in Solution
Treated and Aged Ti-6Al-4V Alloy

Mitsutane FUJITA, Yoshikuni KAWABE and Hirosada IRIE

Synopsis :

The influence of the electron beam welding conditions on the mechanical properties of the welded joint in a solution treated and aged Ti-6Al-4V alloy having a tensile strength of 115 kgf/mm² has been studied.

The strength of welded joint is equal to that of base metal below the welding heat input of 6 600 J/cm. Above this heat input, the strength of the joint is lower than that of base metal, but the strength is not reduced lower than 110 kgf/mm² in the highest heat input studied. The decrease in the strength of the joint is a result of the decrease of the strength of weld metal, which decreases gradually with the increase in the heat input. As the heat input decreases, the toughness and ductility in weld metal slightly decrease, but the fracture toughness is higher than that of base metal even in the lowest heat input studied. In conclusion, it was found that the solution treated and aged Ti-6Al-4V alloy had the good electron beam weldability.

1. 緒 言

Ti-6Al-4V 合金は、チタン合金の中で最も多く使用され、また種々の方法による溶接が試みられている合金である。そして、いずれの溶接方法でも溶接性は優れていると報告されている¹⁾²⁾。しかし、溶接継手の引張破断は、ガスタングステンアーク溶接³⁾とフラッシュバット溶接⁴⁾では溶接部で生じ、電子ビーム溶接³⁾⁴⁾とレーザービーム溶接では母材で生じるというように溶接方法によつて異なつている。

前者のように入熱量の多い溶接方法では、溶接後の冷却速度が遅くなり、溶接部強度が母材強度より低下するため、破断個所が溶接部になる。このような強度低下は、 $\alpha + \beta$ 型合金を β 相域から種々の速度で冷却し、強度変化を検討した実験で明らかにされている^{5)~7)}。したがつて、溶接部の強度が著しく低下するような溶接方法では、溶体化時効処理を施し高強度とした母材を用いても、溶接継手強度を高めることができない。そのため、溶接構造用材には主として焼鈍材が用いられてきた⁴⁾⁸⁾。

電子ビーム溶接では溶接部の冷却速度が速く、その強度低下を抑制でき、継手強度を向上できる可能性がある。さらに、溶接部の幅を狭くすることができるので、母材が溶接部の塑性変形を拘束し、継手強度を高める効

果も期待できる⁹⁾。すなわち、溶接部の強度が多少低下したとしても、高い母材強度に助けられて継手強度の低下を抑制できる。

そこで、溶体化時効処理を施し、115 kgf/mm² の引張強さを有する Ti-6Al-4V 合金を用い、種々の条件下で電子ビーム溶接を行い、溶接継手の機械的性質を調べた。また、溶接金属の熱再現試験を行つて、溶接金属の引張性質を明らかにし、その継手性能におよぼす影響を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

実験に使用した合金の化学組成を Table 1 に示す。板厚 30 mm の市販熱間圧延材を入手し、板厚 14 mm に機械加工した後、955°C×1.5 h W.Q. の溶体化処理と 538°C×6 h A.C. の時効処理を施した。そののち、両面から 1 mm ずつ切削して厚さ 12 mm の板材に加工し、溶接に供した。

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、マルチラン溶接 (ビードオンプレート) を母材の圧延方向に沿つて行つた。溶接は Table 2 に示す条件下で行い、その中で溶け込み形状が良好な No. 2~No. 4 の条

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 8 月 19 日受付 (Received Aug. 19, 1985)

* 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 Sakura-mura Niihari-gun Ibaraki pref. 305)

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

件のものについて、機械的性質を調べた。なお、溶接後熱処理は行っていない。

2.3 機械的性質の測定

引張りおよび破壊靱性試験には、Fig. 1 に示す試験片を使用した。それぞれの試験片の荷重軸は溶接方向に

Table 1. Chemical composition (wt%).

Al	V	Fe	C	N	H	O
6.55	4.20	0.28	0.005	0.007	0.0022	0.13

Table 2. Welding conditions.

No.	Accelerating Voltage (kV)	Beam Current (mA)	Welding Speed (cm/min)	Focus Condition (a _b)	Welding* Heat Input (J/cm)
1	50	400	300	1.0 Just Focus	4 000
2		350	200		5 250
3		220	100		6 600
4		150	50		9 000
5	40	100	20		12 000

* Welding heat input is calculated from beam power.

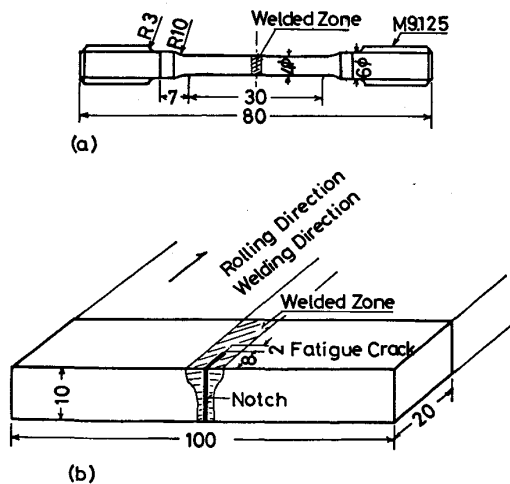


Fig. 1. Dimension of (a) tensile and (b) fracture toughness specimens.

対して垂直となるように切り出した。特に、引張試験片では平行部中央に溶接部が位置するように切り出した。また、溶接金属から平行部長さ 6 mm、幅 2.5 mm、厚さ 1 mm の小型板状試験片を切り出し、溶接金属自体の強度を測定した。いずれの試験も室温の大気中で行い、引張試験は 0.5 mm/min、破壊靱性試験は 0.3 mm/min のクロスヘッド速度で試験した。なお、破壊靱性試験は ASTM E 399 に基づいて実施した。

さらに、溶接条件と溶接金属の冷却速度との関係を明らかにするため、溶接金属の熱再現試験を行った。試験には、厚さ 12 mm の板材を用い、1050°C に 5 min ソルトバス中で加熱したのち、水冷、油冷、空冷の 3 種類の速度で冷却し、組織および引張性質を調べた。

3. 実験結果

3.1 溶接部の組織

Photo. 1 に、入熱量 5 250 J/cm の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い A 領域と腐食しやすい B 領域とからなっている。A 領域は β 相単相域に、B 領域は溶体化温度より高温の二相域に加熱された部分である。B 領域では、溶体化処理の際生成した等軸 α 相の量が、A 領域に近づくにしたがって減少することから、上記温度域に加熱されたと判定した。なお熱影響部には、A と B 領域のほかに過時効組織に加熱された領域が存在するはずであるが、組織観察および後述する硬さの測定結果からもその領域を識別することはできなかった。そして、入熱量の増加に伴い、溶接部の幅（溶接金属と熱影響部を加えたもの）は広がることが判った。

Photo. 2 に溶接部のミクロ組織を示す。(a) は入熱量が少ない場合の溶接金属で、α' マルテンサイト組織である。(b) は入熱量が多い場合の溶接金属で、一部針状 α 相の析出が認められる。X線回折の結果、β 相の

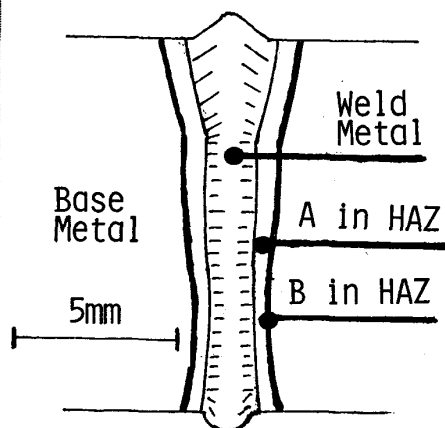
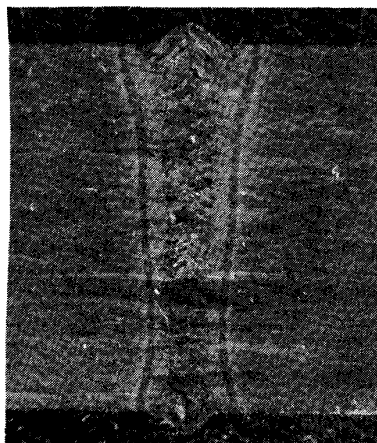
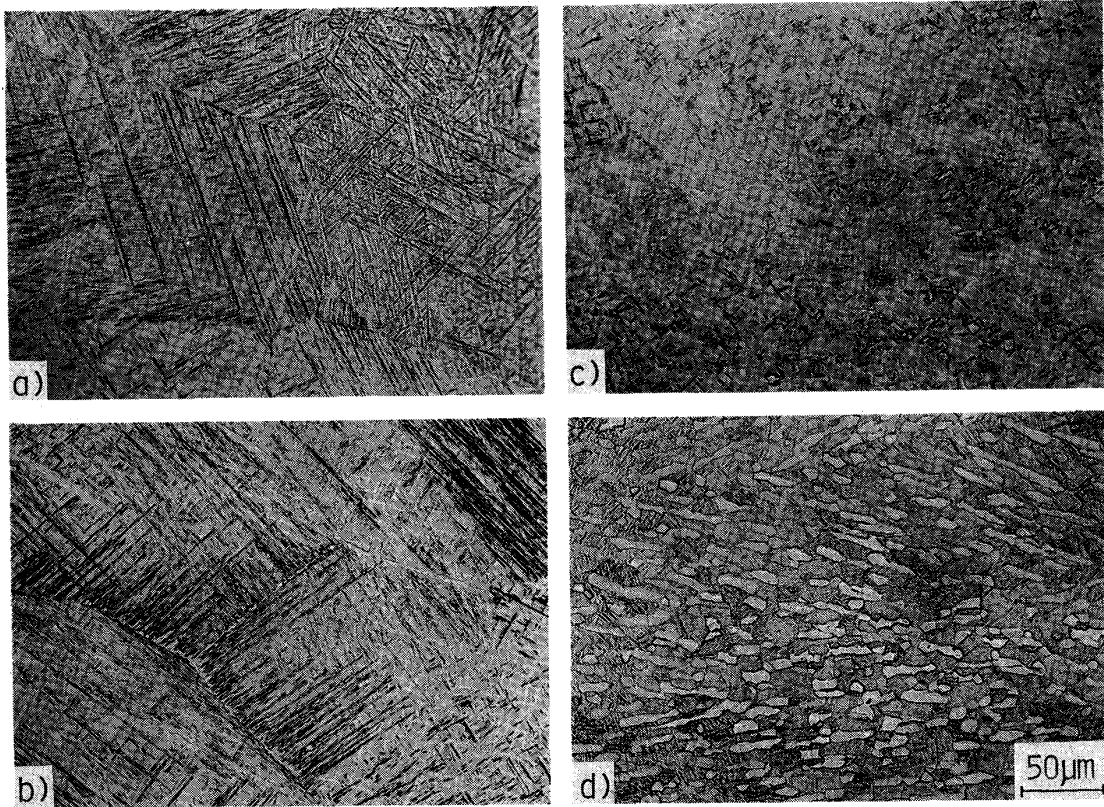


Photo. 1. Transverse cross section microstructures of welded joint at 6 600 J/cm welding heat input.



(a) Weld metal at 5250 J/cm
 (b) Weld metal at 9000 J/cm
 (c) Heat affected zone at 5250 J/cm
 (d) Base metal

Photo. 2. Comparison of microstructures of welded joint.

存在も確認されたので、 $\alpha' + \alpha + \beta$ の3相組織である。なお、溶接金属は強く腐食した場合でも、樹枝状晶などの凝固組織は認められなかつた。したがって、溶接金属の組織は、 β 単相域から冷却した組織で再現できると判断した。(c)は熱影響部の組織であり、左側がA領域、右側がB領域に相当する。(d)は溶体化時効処理を施した母材組織である。

X線回折による溶接金属の相同定の結果、入熱量 6600 J/cm で β 相が認められ始め、入熱量が多くなると β 相は増加することが分かつた。

3.2 溶接部の硬さ

入熱量 5250 J/cm の場合について、溶接部の硬さ分布を Fig. 2 に示す。溶接金属と熱影響部のA領域の硬さはほぼ等しく、B領域では母材近くで溶接金属より硬さが低下する部分が存在するが、その部分は非常に狭い。そのため、溶接金属と熱影響部の各領域を硬さ変化から区別することは難かしい。Fig. 2 は入熱量の少ない場合であるが、多い場合でも溶接金属と熱影響部とを硬さ変化から識別することはできなかつた。

Fig. 3 に示すように、入熱量の増加に伴い、溶接金属、熱影響部AとB領域の硬さは低下する。そして、溶接金属の硬さが母材の硬さに等しくなるのは入熱量が

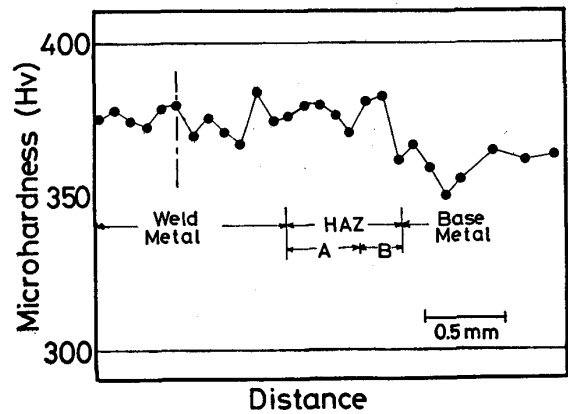


Fig. 2. Transverse microhardness distribution of welded joint at 5250 J/cm welding heat input.

6600 J/cm のときであり、それより入熱量が少ないと溶接金属の硬さは母材より高く、それより入熱量が多いと低くなる。また、B領域の硬さは溶接金属とA領域より低い、その差はそれほど大きなものではない。

上記のように、溶体化時効処理を施した Ti-6Al-4V 合金の溶接継手は、入熱量の増加に伴い溶接金属および熱影響部の硬さが低下するとともに溶接部の幅が広がる。この硬さ低下は、組織的には α' マルテンサイト組織から $\alpha' + \alpha + \beta$ の3相組織への変化に対応している。

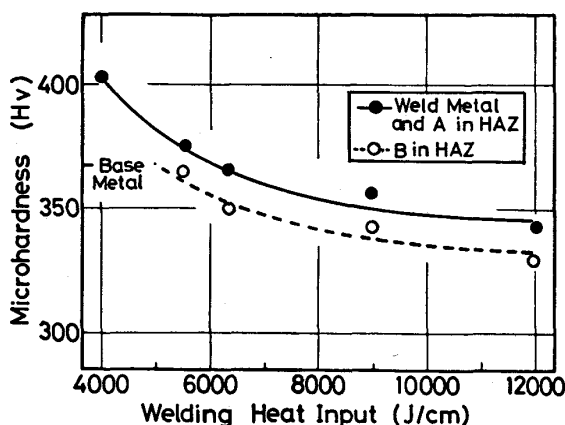


Fig. 3. Relation between microhardness in welded metal, A region or B region in HAZ and welding heat input.

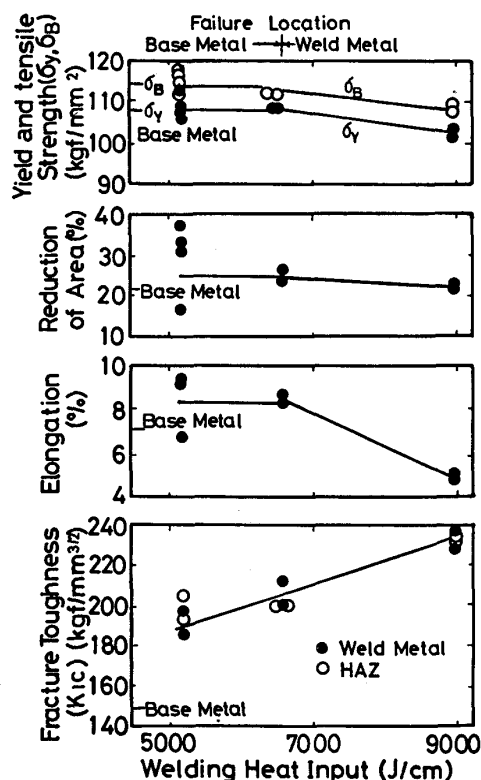


Fig. 4. Relation between tensile properties, fracture toughness and welding heat input.

溶接金属と熱影響部A領域の組織と硬さは等しく、両領域を区別することは難しい。そこで、以後溶接金属と表現する領域には熱影響部A領域も含まれている可能性があるとして理解されたい。

3.3 溶接継手の機械的性質

溶接継手の引張性質および溶接金属と熱影響部の K_{IC} を、入熱量との関係として Fig. 4 に示す。入熱量が 6600 J/cm より少ない場合、母材で破断が生じるので、溶接継手は母材とほぼ同等な引張性質を示す。これ

に対して、入熱量が多い場合は、溶接金属で破断し、継手強度および延性は低下する。このように、入熱量 6600 J/cm を境として溶接継手の破断箇所と引張性質が変化する現象は、溶接金属の硬さが母材のそれより高いか低いかという現象と対応している。なお、大入熱下での破断が溶接金属で生じ、熱影響部B領域で生じないので前述した熱影響部B領域での硬さ低下は継手強度に影響をおよぼさないと考えられる。

後述するように、溶接金属の熱再現試験結果は、入熱量が増加すると溶接金属の延性は上昇することを示している。したがって、入熱量が多い場合の溶接継手の延性低下は、強度の低い溶接金属で変形が集中的に生じたためである。溶接金属と熱影響部の K_{IC} は、いずれも入熱量の増加とともに上昇する。しかし、最も入熱量が少ない場合でも、母材の K_{IC} より高い値を示している。また、溶接金属と熱影響部の K_{IC} は同一溶接条件ではほぼ等しい値を示す。これは、熱影響部での疲労き裂の挿入箇所がA領域に片寄つたためだと考えている。これまでの報告では、B領域と考えられる熱影響部中央での K_{IC} は、溶接金属のそれと同等⁸⁾あるいは低い値¹⁰⁾が示されている。その低い値でさえ溶体化時効処理を施した母材の K_{IC} 値より高い。また、この領域の硬さは低く、さらに継手の引張試験においてこの領域では破断が生じないので、その K_{IC} が母材の K_{IC} より低くはならないと推定している。しかしながら、この点は実験によって明確にすべきもので、今後の課題だと考えている。

次に、継手強度が、溶接金属の強度に強く支配されるので、溶接金属の引張強さを小型試験片を用いて実測した。小型試験片の切り出し方法および試験結果を Fig. 5 に示す。入熱量 6600 J/cm のとき、溶接金属と母材の引張強さが等しく、それより入熱量が少ないと溶接金

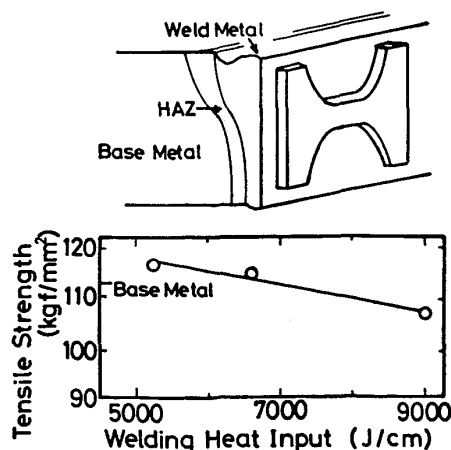
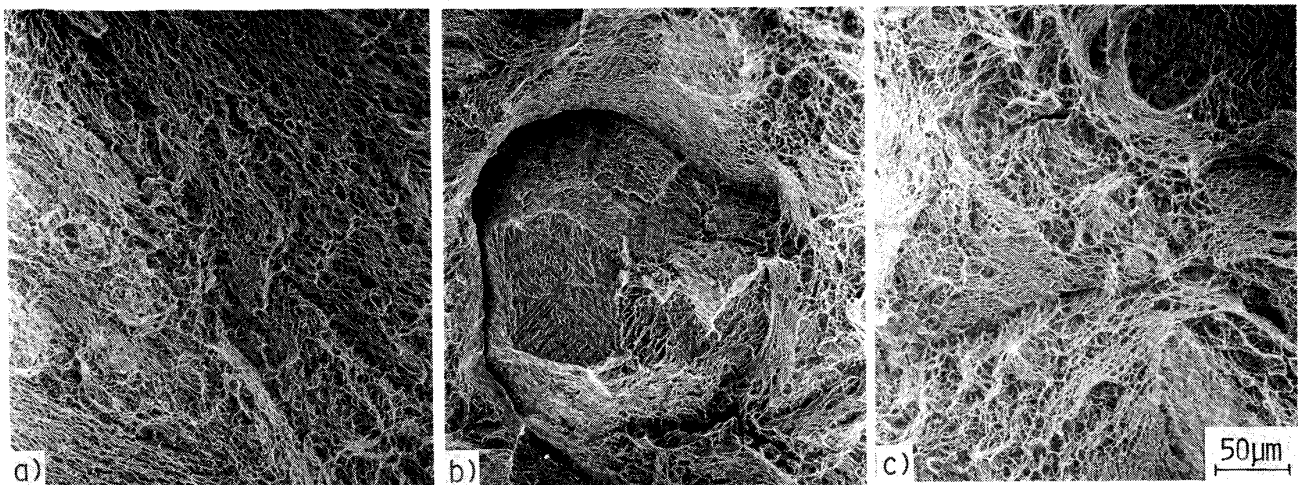


Fig. 5. Relation between tensile strength in weld metal and welding heat input.



(a) Base metal (b) Weld metal at 6600 J/cm (c) Weld metal at 9000 J/cm
Photo. 3. Comparison of fractographs of tensile specimens.

属の引張強さは母材より高く、多いと低くなり、前述の硬さの結果と一致している。

3.4 破面観察

入熱量によって溶接継手の特性が影響されることを述べた。次に、この影響が引張りと破壊靱性試験後の破面上にどのように表れているかを検討した。Photo. 3 に引張破面を示す。(a)は母材で破断した場合で、ディンプル破面を呈している。(b)は入熱量 6600 J/cm の場合で、溶接金属で破断した破面である。この入熱量のときの溶接金属の組織は $\alpha' + \alpha + \beta$ の 3 相組織であり、破面中央で認められる針状の模様は組織に対応した模様である。一方、同一方向に成長した針状 α 相と β 相の界面で剝離が生じやすいことが報告されている¹¹⁾。したがって、組織に対応した模様の破面が生じることは、剝離の容易な界面が入熱量 6600 J/cm で生成し、その界面が破壊の起点あるいは経路になったことを示唆している。(c)は、入熱量 9000 J/cm の場合で、巨視的には (b)と同様に凸凹のいちじるしい破面であるが、組織に対応する明瞭な模様は認められない。6600 J/cm と同様な組織にもかかわらずこのような模様が認められないのは、入熱量が多くなり延性が増加したため、破断までに破面近傍で多くの変形が生じたことが考えられる。

Photo. 4 に破壊靱性試験後の疲労き裂先端の破面を示す。(a)は母材の破面であり、ディンプル破面を呈している。(b)と(c)は、入熱量 5250 と 9000 J/cm の溶接金属の破面である。両者で大きな差異は認められないが、入熱量の多い(c)の方がディンプルが深い。

入熱量の増加に伴って、引張りと破壊靱性試験における破面は、組織に対応する模様が認め難くなり、ディンプルが深くなる。このことは、入熱量の増加に伴って靱

性が増加する現象に対応している。

3.5 熱再現試験

Fig. 4 と Fig. 5 に示したように、入熱量 6600 J/cm 以下では溶接金属の強度は母材より高く、 K_{IC} も母材より優れている。しかし、溶接金属は、粗粒組織 (旧 β 粒径 200~500 μm) を呈し、また入熱量によって冷却速度が変わるとともに組織も変化するので、溶接金属の延性が冷却速度によってどう変化するかを把握する必要がある。そこで、前述したように溶接金属では凝固組織を認め難く、 β 単相域から冷却した組織で再現できることを考慮して、1050°C で 5 min 加熱したのち、水冷、油冷、空冷を行って、引張性質を検討した。その結果を Fig. 6 に示す。空冷から水冷へと冷却速度が速くなるにしたがって、強度は上昇し、伸びと絞りも低下する。この現象は入熱量が少なく冷却速度が速い場合は、溶接金属の延性が低下することを意味している。

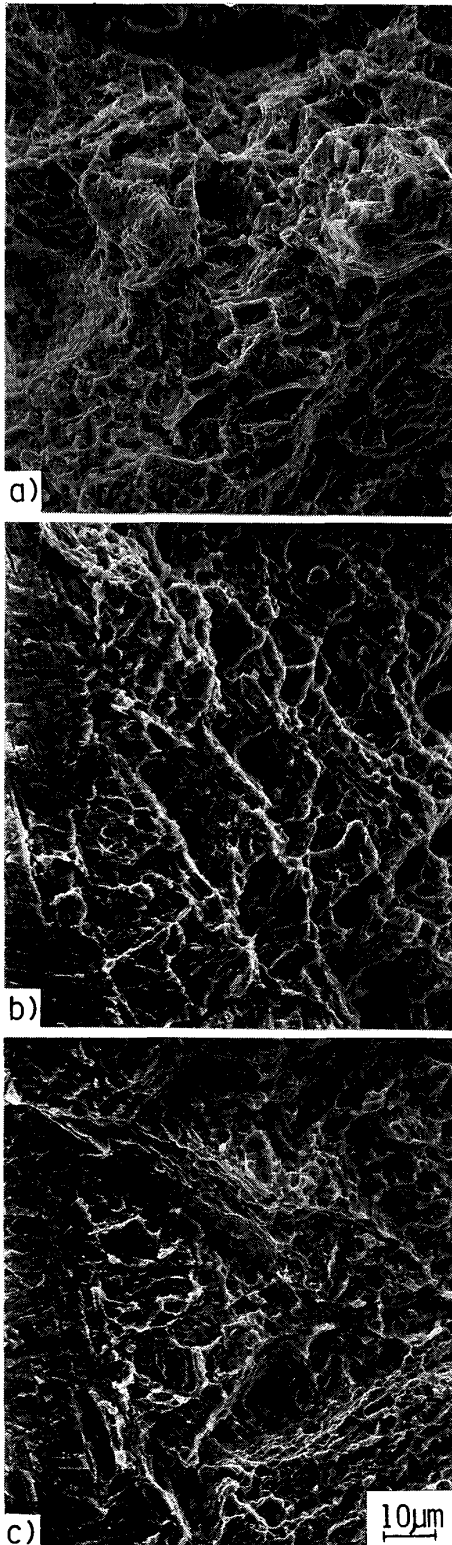
4. 考 察

4.1 溶接入熱と冷却速度

溶接継手の破断箇所は、入熱量 6600 J/cm を境としてそれより小入熱側では母材に、大入熱側では溶接金属になる。また、この臨界入熱量より大入熱側では溶接金属の強度が母材強度より低下している。そのため、この臨界入熱量における溶接金属の冷却速度を明らかにすることができれば、溶接方法が異なる場合についても冷却速度から溶接金属の特性を予想することができる。

そこで、この臨界入熱量における溶接金属の冷却速度を推定するため、入熱量 6600 J/cm における溶接金属の強度と組織を、冷却速度を実測した熱再現試験の強度と組織に対比させて検討した。なお、熱再現試験での水

fatigue crack tip



(a) Base metal (b) Weld metal at 5250J/cm
(c) Weld metal at 9000J/cm

Photo. 4. Comparison of fractographs of fracture toughness specimens.

冷, 油冷, 空冷は 1000° から 500°C への平均冷却速度がそれぞれ 110, 42, 3°C/s である. Fig. 5 と 6 から明らかなように, 入熱量 6600J/cm の溶接金属の強度は熱再現試験における水冷材の強度にほぼ等しい. 一方, この臨界入熱量での溶接金属では β 相が同定されるのに対し, 熱再現試験の水冷材では β 相が認められず, 油冷材ではじめて β 相が認められるようになる. したがって, 入熱量 6600J/cm での溶接金属の冷却速度は, 水冷と油冷の中間の速度, すなわち 1000°C から 500°C の平均冷却速度は $50\sim 100^{\circ}\text{C/s}$ であるといえよう.

4.2 溶接入熱と継手性能

Fig. 4 で示したように, 入熱量が減少すると継手強度は母材強度と等しくなるが, 溶接金属と熱影響部の K_{IC} は入熱量が多い場合に比較して低下する. しかし最も低い K_{IC} でも, 母材の値よりは高い. したがって, 強度と靱性の観点からは入熱量を極力低減する溶接条件が望ましいことになる. しかし, Fig. 6 に示したように, 溶接金属の熱再現試験では, 入熱量が少なくなると伸びと絞りの延性が低下する. これらの点を考慮して, 溶体化時効処理を施した Ti-6Al-4V 合金の溶接継手の性能を入熱量の観点から考察する.

まず, 入熱量を減少させる場合問題となるのは, 溶接金属の延性低下である. CORONA 5¹²⁾ あるいは Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si¹³⁾ では, 溶接部の伸びが 1~2% といちじるしく低下するため, 溶接後熱処理によって延性を改善することが必要であると報告されている. これらの合金は, Ti-6Al-4V 合金より焼入性が優れ, 高強度であるため, 溶接部の延性が大きく低下するものと考えられる. しかも, 溶接後熱処理を行っても伸びは 5% 前後の値に改善されるにすぎない. この値は, 本実験の熱再現試験において, 冷却速度が最も速い場合の伸びと同等である. また, Ti-6Al-4V 合金の溶接継手では伸びが 4% 以上必要であるという場合がある¹⁴⁾ が, 本実験で入熱量が最も少ないものでもこの値を満足している. したがって, 入熱量低減に伴う延性低下は, 継手の使用性能という観点からは実用上問題ではないと思われる. しかし, 溶接後塑性加工を加える場合は, 溶接継手の延性が問題となることが指摘されているので, 小入熱溶接を行う場合には延性低下に留意すべきであろう.

一方, ロケット等の大型構造物の円周溶接では, 融合不良が生じるのを防ぐため溶融部の幅を広くする, すなわち大入熱溶接が行われている¹⁰⁾. この場合問題となるのは, 溶接金属の強度が母材強度より低下することである. しかし, 本実験の最大入熱量でも, 継手強度は 110kgf/mm^2 , 継手効率も 95% と高水準にあり, 母材を強

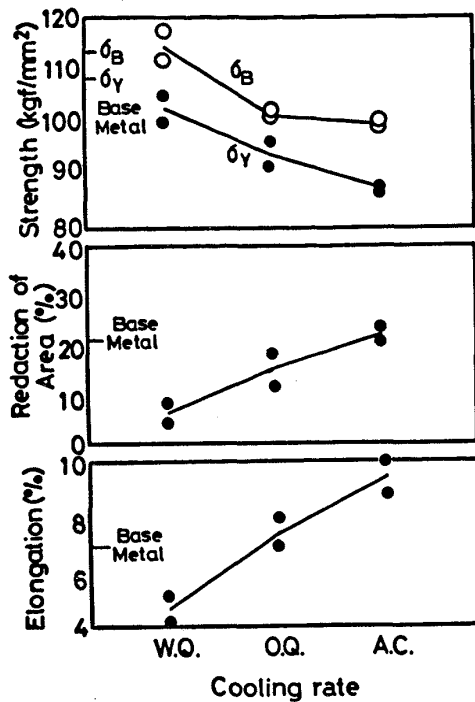


Fig. 6. Relation between tensile properties and cooling rate from 1050°C.

化したことが無意味でない入熱量の範囲であるといえよう。入熱量がさらに多い場合は、溶接金属の強度がさらに低下し、低強度の溶接金属の幅が広がり、高強度の母材の拘束が十分働かなくなる⁹⁾ことが考えられるので、大入熱溶接を行う場合は、溶接金属の強度低下に基づく継手強度の低下に留意しなければならない。

そして、実用化されている溶接条件を考慮すると、溶体化時効処理を施した Ti-6Al-4V 合金では、小入熱溶接による溶接金属の延性低下よりも、大入熱溶接による溶接金属の強度低下の方が問題であると判断している。

5. 結 言

溶体化時効処理を施した Ti-6Al-4V 合金について、種々の条件下で電子ビーム溶接を行い、継手性能を検討した。その結果は以下のとおりである。

(1) 溶接入熱の増加に伴って、溶接金属の組織は α' マルテンサイトから $\alpha'+\alpha+\beta$ 3相組織へと変化し、その硬さは減少する。また、溶接金属と熱影響部とを加え合わせた溶接部の幅は広がる。

(2) 継手強度は、入熱量 6600 J/cm (板厚 12 mm の場合) までは母材強度と等しいが、それ以上の入熱量では母材強度より低下する。溶接継手の破断箇所は、この入熱量までは母材であるが、それ以上の入熱量では溶接金属である。そして、この現象は溶接金属の強度がこの入熱量までは母材強度より高く、それ以上では母材強度より低下することに対応する。

(3) 溶接入熱の増加に伴って、溶接金属と熱影響部の K_{IC} はともに上昇する。しかし、最も入熱量が少ない場合でも母材の K_{IC} より高い値を示す。

(4) 溶接金属の延性を熱再現試験によつて推定した結果、 β 相からの冷却速度が遅くなる、すなわち入熱量が多くなるほど延性は上昇することを明らかにした。

(5) 溶体化時効処理を施した Ti-6Al-4V 合金の電子ビーム溶接では、小入熱の場合は溶接金属の延性低下に、大入熱の場合は溶接金属の強度低下が問題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、中村治方溶接研究部長、笹野久典博士、および熱再現試験に協力された金属加工研究部の浅井義一氏と清水哲夫氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) R. H. WEDGE: Science and Technology, Proceedings of the Second International Conference on Titanium, ed. by R. I. JAFFEE and H. M. BURTE, 1 (1973) p. 521 [AIME]
- 2) W. A. BAESLACK III, D. W. BECKER and F. H. FROES: J. Met., 36 (1984) p. 46
- 3) T. C. PENG, S. M. L. SASTRY, J. E. O'NEAL and J. F. TESSON: Advanced Processing Methods for Titanium, ed. by D. F. HASSON and C. H. HAMILTON (1981) p. 189 [AIME]
- 4) Y. OHTAKARA, J. ICHIKAWA and K. HAYASHI: Titanium '80, Science and Technology, Proc. the Fourth International Conference on Titanium, ed. by H. KIMURA and O. IZUMI (1980) p. 2397 [AIME]
- 5) K. NAGAI, K. HIRAGA, T. OGATA and K. ISHIKAWA: Trans. JIM., 26 (1985) p. 405
- 6) W. A. BAESLACK III and F. D. MULLINS: Metall. Trans., 15 (1984) p. 1948
- 7) The ASM Committee on Metallography of Titanium and Titanium Alloys: Met. Prog., (1975) p. 72
- 8) R. L. TOBLER: Toughness and Fracture Behavior of Titanium, ed. by R. G. BROADWELL and C. F. HICKER Jr, STP651 (1978) p. 267 [ASTM]
- 9) 藤田充苗, 河部義邦, 入江宏定, 塚本 進: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 274
- 10) Y. OBATA, Y. MORI, K. AOKI, M. NAKANOSE, T. KAKIMI, T. NAKAZAKI, H. KITA and T. KISHI IIW-IX-1239-82
- 11) D. BANERJEE, D. MUKHERJEE, R. L. SAHA and K. BOSE: Metall. Trans., 14A (1983) p. 413
- 12) W. A. BAESLACK III, D. W. BECKER and F. H. FROES: Titanium '80, Science and Technology, Proc. the Fourth International Conference on Titanium, ed. by H. KIMURA and O. IZUMI (1980) p. 2369 [AIME]
- 13) F. D. MULLINS and D. W. BECKER: Weld. J., 59 (1980) p. 177-S
- 14) K. BORGGREEN and I. WILSON: Weld. J., 59 (1980) p. 1-S