資 料

ロケットチャンバ用超高張力鋼とその溶接*

鈴木 和 久** 下 山 仁 一**

Ultra-High-Strength Steels for Rocket Chambers
and Welding of their Steels*

By Kazuhisa Suzuki** and Toshikazu Shimoyama**

1. ま え が き

ロケットチャンバ用超高張力鋼の研究は、宇宙開発の一部門として近年わが国を含め各国で活発に行なわれており、種々のロケットチャンバ用超高張力鋼が開発された。とくに米国における開発研究は著しいものがあり、次々に新しい材料が開発され、実用化されている。

ロケットチャンバに最も要求される問題は重量の軽減化であり、そのために強度/密度比が高くかつ荷重条件が苛酷であるためにじん性の高い材料でしかも加工性、溶接性が良い材料が必要である。

わが国における宇宙開発は、東京大学宇宙航空研究所が主体となり推進されてき、ロケットチャンバ用超高張力鋼の開発は、宇宙開発の一端として東京大学宇宙航空研究所と三菱重工業株式会社神戸研究所、神戸造船所が一体となり、85 kg/mm²、100 kg/mm²、150 kg/mm²、200 kg/mm² 級の超高張力鋼を次々に開発し、実用化してきた。

本稿では、筆者らが行なったロケットチャンバ用超高張力鋼に関する一連の開発研究結果を主体にして、超高張力鋼の諸特性、溶接性および溶接施工、小型チャンバの圧壊試験結果などについてのべる。

2. わが国における開発経過
と現状

わが国において製作され、打上げられた東京大学宇宙航空研究所の観測用ロケットでロケットチャンバに高張力鋼、超高張力鋼の溶接構造が採用されたのは K-7 型ロケット以後のものである。図-1 にわが国で打上げられた観測用ロケットと現在開発中の人工衛星打上げ用 M

型ロケットの概略図を示す。

K-型ロケットの第1段ブースタ(直径 420 mmφ)には、85 kg/mm² 級の高張力鋼が最初に使われ、その当時では(昭和34年度)わが国においてもっとも強度の高い溶接構造用高張力鋼であった。最近においては、この K-型ロケットの第1段ブースタ¹⁾には、100 kg/mm² 級高張力鋼が採用され、毎年数多くの K 型のロケットが打上げられている。

L-型ロケットの第1段ブースタ(直径 735 mmφ)には 100 kg/mm² 級高張力鋼が応用されており、L-3 型1号ロケットの第3段目には、わが国で最初に 150 kg/mm² 級超高張力鋼が使用され、昭和39年7月に高度1000 KM の打上げに成功している。また L-3 型3号ロケットの同じく第3段目のチャンバには、同様にわが国で最初に析出硬化型 200 kg/mm² 級超高張力鋼が使用され、昭和40年3月に高度 1040 kM の打上げに成功した。

次に M-型ロケットは、東京大学宇宙航空研究所が人工衛星打上げ用として開発している大型ロケットであり、そのチャンバに用いられる材料に関しては、目下種々の見地から検討中である。

このように、わが国における観測用ロケットのチャンバに使用される材料は、昭和34年に K-型ロケットに 85 kg/mm² 級高張力鋼の採用に成功して以来、100 kg/mm² 級高張力鋼、150 kg/mm² 級超高張力鋼、200 kg/mm² 級超高張力鋼と次々に強度の高い材料が開発され、ロケットチャンバに応用化され、現時点では 200 kg/mm² 級超高張力鋼の実用化に成功をおさめるまでに発展している現状である。

3. ロケットチャンバ用超高
張力鋼の種類とその特性

超高張力鋼というとの程度以上の強度を有する鋼を

* 原稿受付 昭和40年7月5日

** 正員 三菱重工業KK技術本部神戸研究所 Member, Kobe Technical Institute Mitsubishi Heavy Industries Ltd.

表-1 超高張力鋼の化学成分

型	種 類	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	Co	Ti	Al	B	Zr	Others
低 合 金 マルテンサイト鋼	AISI 4340	0.38~0.43	0.60~0.80	0.26~0.35	1.65~2.00	0.70~0.90	0.20~0.30	—	—	—	—	—	—	
	AMS 6434	0.31~0.38	0.60~0.80	0.20~0.35	1.65~2.00	0.65~0.90	0.30~0.40	0.17~0.23	—	—	—	—	—	
	300 M	0.41~0.46	0.65~0.90	1.45~1.80	1.65~2.00	0.70~0.95	0.30~0.45	≤0.05	—	—	—	—	—	
熱 間 ダ イ ス 鋼	H-11	0.38~0.43	0.20~0.40	0.80~1.00	—	4.75~5.23	1.20~1.40	0.40~0.60	—	—	—	—	—	
	Vascojet 1000	0.40	0.30	0.90	—	5.00	1.30	0.50	—	—	—	—	—	
マルテンサイト ステンレス鋼	410	≤0.15	≤1.00	≤1.00	—	11.5~13.5	—	—	—	—	—	—	—	
	419	0.25	—	—	0.5	12.0	0.5	0.25	—	—	—	—	—	3.0 W 0.10 N
	422	0.23	0.75	0.35	0.8	12.0	1.0	0.25	—	—	—	—	—	1.0 W
析 出 硬 化 型 ステンレス鋼	17-7 PH	≤0.09	≤1.00	≤1.00	6.50~7.75	16.0~18.0	—	—	—	—	0.75~1.50	—	—	
	PH 15-7 Mo	≤0.09	≤1.00	≤1.00	6.50~7.75	14.0~16.0	2.0~3.0	—	—	—	0.75~1.50	—	—	
	AM-350	≤0.12	≤0.90	≤0.50	4.0~5.0	16.0~17.0	2.5~3.25	—	—	—	—	—	—	
マルエーシング鋼	18 Ni (200)	≤0.03	≤0.10	≤0.10	17.0~19.0	—	3.0~3.5	—	8.0~9.0	0.15~0.25	0.05~0.15	0.003	0.02	
	18 Ni (250)	≤0.03	≤1.10	≤0.10	17.0~19.0	—	4.6~5.1	—	7.0~8.5	0.30~0.50	0.05~0.15	0.003	0.02	
	18 Ni (300)	≤0.03	≤0.10	≤0.10	18.0~19.0	—	4.7~5.2	—	8.5~9.5	0.50~0.70	0.05~0.15	0.003	0.02	
	20 Ni				18.0~20.0	—	—	—	—	1.3~1.6	0.15~0.35			0.3~0.5 Cb
	25 Ni				25.0~26.0	—	—	—	—	1.3~1.6	0.15~0.35			0.3~0.5 Cb

図-1 日本において開発された宇宙観測用ロケットの例

示すかについては、明確な定義はないが、現在では大体引張強さ 100 kg/mm^2 以上の強度レベルを指すものと考えてよいであろう。この強度レベルの鋼の種類を大別すると、低合金マルテンサイト鋼 (low-alloy martensitic steel) 熱間ダイス鋼 (hot-work die steel), マルテンサイトステンレス鋼 (martensitic stainless steel), 析出硬化ステンレス鋼 (precipitation-hardening stainless steel), およびマルエージング鋼 (maraging steel) の 5 種類に大別できる。それらの鋼の代表的な化学成分を表-1 に示す。

低合金マルテンサイト鋼でロケットチャンバ用としてはやくから使用されているものは AISI 4340 であり、米国においては、これを基準にして種々改良されてきた。たとえば AISI 4340 の炭素量を下げた AMS 6434 は Polaris 計画における実験で優秀な成績をおさめており、また International Nickel Co. の 300 M は AISI 4340 の合金元素量をやや多くし、特に Si 1.45~1.80% 添加し、焼戻し抵抗を著しく増加させ切欠じん性の改善を計ったものである。

熱間ダイス鋼で有名なものは H-11 鋼であり、Vanadium Alloy Co. の Vascojet-1000 はロケットチャンバ用として知られている。この鋼は 400°F (204°C) 以上の高温強度を要求する場合に優秀な諸性質を示す。

マルテンサイトステンレス鋼は AISI 400 系のものがあり、強度も 150 kg/mm^2 程度までであり、ロケットチャンバ用にはほとんど使用されない。

析出硬化ステンレス鋼は、航空機工業で広く用いられてきた材料であり、17-7 pH, 15-7 Mo, 17-4 pH, AM-350 などは有名である。これらの鋼は、米国においてロケットチャンバ用に一部使用されているようであるが、

溶接部の後熱処理の複雑さに問題がある。

最後にマルエージング鋼は、International Nickel Co. で開発された極低炭素—高 Ni マルテンサイト鋼であり、 1500°F (815°C) のオーステナイト領域から空冷することによって形成される低炭素マルテンサイトを時効処理することによって著しく強度を上昇し得る特性を有している。表-1 に示したようにマルエージング鋼には、大別すると 18% Ni, 20% Ni および 25% Ni の 3 種類があり、そのうち 18% Ni 系には、その降伏点が 200,000 psi, 250,000 psi および 300,000 psi 級の 3 種類の鋼種が存在する。18% Ni, 20% Ni および 25% Ni 鋼はそれぞれ表-2 に示すようにその熱処理条件がことなる。すなわち、18% Ni は 1500°F (815°C) のオーステナイト領域から空冷することによって室温ですべてマルテンサイト組織になるが、20% Ni および 25% Ni はその条件では室温ではオーステナイトが残留するために、その後の時効処理のみでは強度を上げることができず、深冷処理やまたは、 1300°F (704°C) の中間焼鈍と深冷処理を行ないマルテンサイト組織とする必要がある。これからわかるように 18% Ni マルエージング鋼が熱処理が簡単でロケットチャンバ用としてもっとも

表-2 マルエージング鋼の熱処理

種 類	熱 処 理
18 Ni	1500°F 空冷 $\rightarrow 900^\circ\text{F} \times 3 \text{ Hr}$ 空冷
20 Ni	1500°F 空冷 $\rightarrow 100^\circ\text{F} \times 16 \text{ Hr}$ 深冷処理 $\rightarrow 850^\circ\text{F} \times 4 \text{ Hr}$ 空冷または $900^\circ\text{F} \times 1 \text{ Hr}$ 空冷
25 Ni	1500°F 空冷 $\rightarrow 1350^\circ\text{F} \times 4 \text{ Hr}$ 時効または $25 \sim 50\%$ 冷間圧延 $\rightarrow 100^\circ\text{F} \times 16 \text{ Hr}$ 深冷処理 $\rightarrow 850^\circ\text{F} \times 1 \text{ Hr}$ 空冷

表-3 日本におけるロケットチャンバ用超高張力鋼の化学成分の1例

種 類	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Co	Ti	Al	B	Zr	他
HT-85	0.15	0.35	1.06	0.010	0.008	0.81	0.43	0.40	—	—	—	—	—	—	
HV-100	0.19	0.50	1.18	0.026	0.026	1.39	0.64	0.46	—	—	—	—	—	—	.28 Cu
HT-150A	0.34	0.31	0.73	0.015	0.015	1.82	0.85	0.35	0.24	—	—	0.025	—	—	
HT-150B	0.23	1.50	0.97	0.006	0.006	1.86	0.91	0.39	—	—	—	0.08	—	—	
HT-200	0.46	1.82	0.83	0.007	0.012	1.93	0.86	0.38	0.12	—	—	0.09	—	—	
PH-200	≤0.03	≤0.10	≤0.10	≤0.010	≤0.010	17~19	—	4~6	—	7~9.5	0.30 ~0.70	0.05 ~0.15	0.003	0.02	

適しており, 米国においてもロケットチャンバとして, 18% Ni マルエージング鋼が主に採用されているようである。

以上述べたように, 超高張力鋼の種類としては, 大別して5種類があげられるが, ロケットチャンバ用超高張力鋼として, 数多く研究され, かつ実用化されているものは, 最初にのべた低合金マルテンサイト鋼と最終にのべた 18% Ni マルエージング鋼が主なるものであろう,

次にわが国におけるロケットチャンバに使用されている超高張力鋼の種類, 開発経過およびそれらの特性についてのべる。表-3にわが国におけるロケットチャンバ用超高張力鋼の種類と化学成分を示した。85 kg/mm²級超高張力鋼 (以下 HT-85 という) はK型ロケットの第

1段ブースタに最初に使用された材料であり, 最初に使用された昭和34年においては, わが国でもっとも強度の高い溶接構造用高張力鋼であった。この HT-85 は焼入れ焼戻しの熱処理を受けた調質鋼であり, 溶接性の点からとくに低炭素とし, 焼戻し温度を一般の構造用高張力鋼に比べて低くし, 炭素当量を下げるように考慮されている材料である。100 kg/mm² 級超高張力鋼 (以下 HT-100 という) はL型ロケットの第1段ブースタ用に開発された材料で HT-85 と同種類の材料であり, HT-8⁵の合金元素量をやや増加し, 焼戻し温度を考慮して所定の強度を出すようにした材料である。このようにHT-85 および HT-100 は T-1 鋼系統の調質高張力鋼である。

表-4に HT-85 および HT-100 の機械的性質を, 図-2に HT-100 の遷移曲線の1例を示す。なお, 最近では, HT-85 の時代は去り, ほとんど HT-100 がK型ロケットやL型ロケットの第2段ブースタに使用されるようになってきている。

次の段階としてわれわれが開発したロケットチャンバ用超高張力鋼は, 低合金マルテンサイト超高張力鋼¹⁾で, 表-3に示したごとく, 150 kg/mm² 級超高張力鋼では, AMS 6434 を改良した HT-150A, 300 M を低炭素とした HT-150 B, および 200 kg/mm² 級超高張力鋼では, 300 M 系統の HT-200 について開発研究を進めてきた。この種の超高張力鋼は圧延・焼なまし後加工, 溶接し, その後焼入れ焼戻しの調質処理を行って, 所定の機械的性質を得るものであるが, 焼入れ条件としては, ロケットチャンバのように板厚が薄い場合, 油冷または空冷が一般的に適用される。これについて検討した結果, 強度および延性の点から油冷のほうが適していることが明らかに²⁾, その場合のオーステナイト化温度を, 870°C ×1 Hr とした。次にHT-150A, B および HT-200 の焼戻し条件 (焼戻し温度×2 Hr 空冷) と強度・延性およびかたさとの関係を図-3, 4および5にそれぞれ示す。この結果によるとHT-150A と HT-200 は, 焼戻し温度の上昇とともに降伏点, 引張強さ, かたさは低下するが, HT-150B は引張強さ, かたさは HT-150A および HT-200 と同様な傾向を示すが降伏点は焼戻し温

表-4 HT-85 および HT-100 の機械的性質

鋼 種	降 伏 点 kg/mm ²	引張強さ kg/mm ²	伸 び %	2mmV ノッチ シャルビー衝撃 kg-m/cm ²	NTS/TS
HT-85	80~92	85~98	14~24 (GL=200)	8.5 (0°C)	≥1.0
HT-100	90~105	95~110	12~16 (GL=200)	4.0 (-20°C)	≥1.0

図-2 HT 100 の V ノッチシャルビー衝撃試験結果

度が上昇するにしたがって高くなる傾向を示している。また伸びは焼戻し温度に関係なくほぼ一定の値を示している。これらの結果から300°Cの焼戻しで150 kg/mm²および200 kg/mm²級の所定の強度が得られることがわかる。図-6および7にHT-150A, BとHT-200の300°C焼戻しの場合の衝撃試験結果を示す。この結果よ

り、HT-150A およびHT-200 の衝撃値は全般的に低いがHT-150Bは高いじん性を示しており、300Mを改良し、低炭素とすることにより切欠じん性が改善されることがわかる。図-8にこれらの鋼の顕微鏡組織を示すがHT-150Bはきわめて密な焼戻しマルテンサイト組織を呈している。

図-3 HT-150 A の機械的性質に及ぼす焼戻し温度の影響

図-4 HT-150 B の機械的性質に及ぼす焼戻し温度の影響

図-5 HT-200 の機械的性質に及ぼす焼戻し温度の影響

図-6 HT-150 A および HT-150 B の V ノッチシャルピー衝撃試験結果

図-7 HT-200 の V ノッチシャルピー衝撃試験結果

図-8 HT-150 A HT-150 B および HT-200 の顕微鏡組織 (870°C×1H 油焼入れ, 200~300°C×1H 焼戻し×400)

このように低合金マルテンサイト超高張力鋼においては、母材の特性上、HT-150 B がすぐれており、また、後でのべる溶接性とモデルチャンバの圧壊試験結果においても 150 kg/mm² 級としてそんな性能を示したので、わが国におけるロケットチャンバ用低合金マルテンサイト超高張力鋼は、300 M を改良した HT150 B が使用されるようになり、前にのべたように L-3 型 1 号ロケットの第 3 段目のチャンバ (直径 420 mmφ) に始めて採用された。

低合金マルテンサイト 200 kg/mm² 級超高張力鋼 HT-200 については、後でのべるようにモデルチャンバの圧壊試験によって、200 kg/mm² 級の性能を得ることがむづかしいことがわかったので、低合金マルテンサイト

に代る超高張力鋼の開発を進めた。その結果表-3 に示した析出硬化型 200 kg/mm² 級超高張力鋼 (以下 PH-200 と云う) の試作と実用化に成功した³⁾。この PH-200 は、米国の International Nickel Co. が開発した 18% Ni マルエージング鋼に相当する超高張力鋼であり、その化学成分は、低炭素、低 Si, 低 Mn, Ni 17~19%, Co 7~9.5%, Mo 4~6%, Ti 0.3~0.7%, Al 0.05~0.15% である。この鋼種の特徴は、加工性、溶接性がきわめて良好で、とくに熱処理が簡単であるために、チャンバに製作後油焼入れ焼戻しする低合金マルテンサイト超高張力鋼のような変形および脱炭の問題はなく、成形後時効処理 (420~510°C×3Hr 空冷) によって簡単に高強度が得られるので、ロケットチャンバ用超高張力鋼として現在ではもっとも適しているものと云えよう。以下この種の超高張力鋼の特性をのべる。

PH-200 の変態点を測定した結果を図-9 に示すが、温度上昇時には約 530°C から $\alpha \rightarrow \gamma$ への変態を開始し、約 640°C で完了し、冷却時には約 180~190°C で $\gamma \rightarrow \alpha$ への変態を開始する。これはオーステナイトからマルテンサイトへ変態する Ms 点であり、室温ではほぼ全てマルテンサイト組織となる。このように、オーステナイト領域で添加元素を十分固溶させ、その後の冷却によりマルテンサイトにし、時効処理によってマルテンサイト地に金属間化合物を析出させ強度を上げることを特徴としているが、その強度は、化学成分、時効処理条件によって著しく左右される。オーステナイト化の温度は 800~880°C×1 Hr が適しており 900°C 以上になると、結晶粒が粗大化してじん性が低下する。そのために標準

図-9 PH-200 の変態点測定結果

のオーステナイト化の温度は $820^{\circ}\text{C} \times 1\text{Hr}$ とした。その場合の時効温度 (保持時間 3 Hr) と引張強さとの関係を図-10に示す。これからわかるように時効温度 $480 \sim 505^{\circ}\text{C}$ でその強度が最高になり、さらに温度を上げると強度が低下する傾向がわかる。また保持時間の影響について時効温度 480°C で保持時間と引張強さとの関係を図-11に示す。これより保持時間 3 Hr で時効効果を十分だすことができる。これらのことから PH-200 の標準熱処理条件は $820^{\circ}\text{C} \times 1\text{Hr} \cdot$ 空冷, $480^{\circ}\text{C} \times 3\text{Hr} \cdot$ 空冷であることが確認でき、米国における 18% Ni マルエージング鋼の標準熱処理条件と一致することを確めた。

次に化学成分との関係については、まだ明確な関係はつかまれているが、H. R. Smith⁴⁾ らによると $\text{Co} + 4\text{Mo} + 10\text{Ti}$ と降伏点とが相互関係があることを明らかにしている。その結果を図-12に示す。

このように PH-200 の機械的性質は、化学成分と時効処理条件によって左右されるが、標準的な機械的性質の範囲を示すと、表-5 のごとく、降伏点 $160 \sim 210\text{ kg/mm}^2$ 、引張強さ $180 \sim 220\text{ kg/mm}^2$ 、伸び $4 \sim 13\%$ の範囲に入り、また超高張力鋼で問題となる切欠感受性をあらず NTS/TS。 (NTS: NASA の切欠引張試験における切欠引張強さ、TS: 平滑材により引張強さ) は、強

表-5 PH-200 の機械的性質

鋼 種	降 伏 点 kg/mm^2	引 張 強 さ kg/mm^2	伸 び %	NTS/TS	二軸引張強さ kg/mm^2
PH-200	160~210	180~220	4~13 (GL=50)	0.5~0.8	190~225

図-12 18% Ni マルエージング鋼の降伏点と化学成分との関係

度レベルによってことなるが、 $0.5 \sim 0.8$ の範囲の値を示す。またロケットチャンバのごとき軸方向と円周方向との二軸応力を受ける場合の二軸引張強さ (スリット型引張試験片) は単軸引張強さ以上の強度を有している。表-5 に示してのようにこの鋼の強度の範囲は広いが、これについてはロケットチャンバの種類、板厚、設計条件などにより、化学成分と熱処理条件を決定しなければならない問題である。

次に図-13に PH-200 の 2mmV ノッチシャルピー衝撃試験結果の 1 例を示す。衝撃特性も鋼の強度レベルによってことなってくるが、 0°C において $2.1\text{ kg}\cdot\text{m/cm}^2$ 以上の衝撃値を有し、一般の鋼に見られるような遷移現象は 300°C から -100°C の範囲では見られない。

200 kg/mm^2 級超高張力鋼になると、切欠感受性が著しく高くなり、母材中に含まれる微小欠陥 (介在物、表面

図-10 PH-200 の引張強さに及ぼす時効温度の影響

図-11 HT-200 の引張強さに及ぼす時効時間の影響

図-13 PH-200 の V ノッチシャルピー衝撃試験結果

欠陥など)の影響で降伏点よりもはるかに低い応力で破壊する現象, すなわち不安定破壊 (unstable fracture) が生じる。この超高張力鋼の不安定破壊の特性を調べるために ASTM (アメリカ材料試験協会) が提案している切欠引張試験⁵⁾(筆者らは側面切欠試験片を用いた)を行ない PH-200 の破壊じん性 (fracture toughness) を調べた。この破壊じん性をあらわすパラメータとして, K_{Ic} 値を求めたが, この K_{Ic} 値の意味は次のごときものである。

$$\sigma \approx \frac{K_{Ic}}{\sqrt{\pi a}} \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここでは無限に広い板に長さ $2a$ の亀裂が存在する場合に不安定破壊が生じる応力であり, K_{Ic} 値は限界応力度係数 (critical stress intensity factor) とも云われており, $\text{kg} \cdot \sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ の dimension をもっている。この K_{Ic} 値を簡単に云へば, 不安定破壊を生じる亀裂先端部における局部応力をあらわしていると考えればよい。

図-14に試験片形状を, 表-6に試験結果を一括して示す。また引張強さと K_{Ic} 値との関係をプロットすると図-15のごとくなり, 引張強さが高くなるにしたがって K_{Ic} 値が低下することがわかる。このようにして求めた K_{Ic} 値は, 超高張力鋼の材質の判定はもちろんロケットチャンバの設計にも用いられる。すなわち, ロケットチャンバの設計に適用する場合の1例として, 亀裂が全板厚 B を貫通していると仮定し, そのような亀裂が存在しても不安定破壊が生じない限界の応力値は(1)式で $a=B$ とおいて求められる。その限界の応力値以下でロケットチャンバの設計が行なわなければならない。

図-16に PH-200 鋼の高温引張強度特性を示す。ロケットチャンバの場合, とくに第1段ブースタのように空気密度の高い空間で燃焼する部分は, チャンバ本体と空

気との摩擦によりチャンバの温度が上昇するので, それを考慮に入れた設計が必要となる。

次に PH-200 鋼の組織についてのべる。図-17に $820^\circ\text{C} \times 1\text{Hr}$ 空冷, $480^\circ\text{C} \times 3\text{Hr}$ の時効処理をしたものの光学顕微鏡組織を示す。また図-18に電子顕微鏡組織

T	L	L'	W	W'	a ₀	D
1.7	136	26	34	22	6	12.7
5.0	400	75	100	64	18	37.5

図-14 ASTM 側面切欠試験片

図-15 PH-200 の K_{Ic} 値と引張強さとの関係

表-6 PH-200 の K_{Ic} 値

σ_y (kg/mm^2)	W (mm)	T (mm)	a (mm)	最高荷重 (kg)	σ_g (kg/mm^2)	$(\sigma_g/\sigma_y)^2$	$\pi a/W$	q	$\sqrt{qW}$	K_{Ic} $\text{kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$
196	22.00	1.00	2.98	2370	107.7	0.30	0.425	0.66	3.81	410
196	22.00	1.04	2.98	2380	104.0	0.28	0.425	0.65	3.79	394
194	34.05	1.87	8.85	4190	65.7	0.125	0.815	1.39	6.80	447
194	33.95	1.83	8.20	4075	65.6	0.124	0.760	1.19	6.34	416
179	100.0	4.96	27.08	24050	48.5	0.074	0.847	1.42	11.43	554
205	100.0	6.27	22.42	22200	35.4	0.028	0.705	0.97	9.84	348
205	100.0	6.26	20.02	25350	40.6	0.039	0.629	0.84	9.16	372

σ_y : 耐力
W: 試験片の巾
T: " 板厚
a: スロークラックの長さ
 σ_g : 破断時の全体平均応力 (切欠がないと仮定した場合の平均応力)

図-16 PH-200 の高温強度

820°C×1 Hr 空冷, 480°C×3 Hr 時効処理

図-17 PH-200 の顕微鏡組織 (×500)

820°C×1 Hr 空冷

820°C×1 Hr 空冷 480°C×3 Hr, 時効処理

図-18 PH-200 の電子顕微鏡組織 (×5000)

(×5,000)を示すが、この程度の倍率では明確に析出物をとらえることができなかった。析出物の種類については、米国における最近の研究では、金属間化合物 Fe_3Mo , Ni_3Ti , Ni_3Mo , TiC , TiN などであると云われている⁶⁻⁸⁾。

この 18% Ni マルエージング鋼に相当する国産の PH-200 は、200 kg/mm² 級超高張力鋼としてその強度特性と加工性がすぐれており、ロケットチャンバ用としてすでに実用化に入った段階である。

4. ロケットチャンバ用超高張力鋼の溶接

4.1 85 kg/mm² 級高張力鋼および 100 kg/mm² 級超高張力鋼の溶接

HT-85 および HT-100 の溶接は、一般の溶接構造用高張力鋼と同様に被覆アーク溶接によって容易に溶接が可能である。ロケットチャンバの場合には、板厚が約 2~6 mm 程度の薄板であるから、板厚が 20 mm 以上にもなる一般の溶接構造物のような溶接熱影響部の硬化も少なく、かつそれに伴う溶接割れも少ない。

HT-85 に使用される被覆アーク溶接棒は Mn-Ni-Mo 系の低水素系溶接棒であり、棒径は 2.0, 2.4 および 3.2 mmφ が使用される。表-7 に HT-85 の被覆アーク溶接棒による全溶着金属の諸性質を、表-8 に溶接継手の諸性質をそれぞれ示すが、これらの結果はいずれも層間温度が 100°C 以下の場合である。このように、HT-85 は溶接熱影響部の著しい硬化現象もなく継手の諸性質もすぐれている。

表-7 HT-85 用被覆アーク溶接の溶着金の化学成分および機械的性質 (溶接のまま)

化 学 成 分								機 械 的 性 質			
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	降 伏 点 kg/mm ²	引 張 強 さ kg/mm ²	伸 び %	2mmVノッチシャルビー 衝撃値 kg-m/cm ²
0.07	0.60	1.46	0.012	0.010	1.83	0.05	0.65	80~88	89~95	18~22	9.0 (0°C)

表-8 HT-85 溶接継手の機械的性質 (溶接のまま)

引張強さ kg/mm ²	曲 げ	Vノッチシャルビー 衝撃値 kg-m/cm ²		か た さ (Hv, 1 kg)	
		溶着金属	熱影響部	溶着金属	熱影響部
90~100	180° good	≥9.0 (0°C)	≥8.0 (0°C)	270~300	300~350

HT-100 に使用される被覆アーク溶接棒は, Mn-Ni-Cr-Mo 系の低水素系溶接棒であり, 溶着金属の強度としては降伏点 ≥ 90 kg/mm², 引張強さ $100 \sim 120$ kg/mm², 伸び ≥ 15 (G.L.=50 mm) を目標として溶接棒を開発した. 表-9 に全溶着金属の諸性質を示す. 表-10 には, 溶接施工上問題になる予熱温度および応力除去焼鈍と継手の諸性質との関係を一括してまとめた. これより, 150°C までの予熱と 570°C の応力除去焼鈍を行なっても溶接継手の性能を確保できることがわかる. また溶接熱影響部の最高かたさは, 溶接のままでは約 Hv 400 前後であり, やや硬化しているが, ロケットチャンバの場合は薄板であるので一般に拘束力が低いために溶接割れの問題

はないが, 鏡板およびリング材などの拘束力が高い部分の溶接に際しては, それらの拘束状況に応じ 50~150°C の予熱を行なえばよく, また溶接部材の状態に応じて 570°C の応力除去焼鈍を行なえばよい.

以上のように, HT-85 および HT-100 は, 被覆アーク溶接によって, 問題なく溶接が可能であり, 溶接のままで溶接部の性能を十分に出すことができる.

4.2 低合金マルテンサイト超高張力鋼の溶接

150~200 kg/mm² 級低合金 マルテンサイト 超高張力鋼は, 焼入れ焼戻しの熱処理によって, 引張強さ 150~200 kg/mm² の強度を出すものであり, 溶接継手に対しても母材と同等の強度が要求される. しかし, 溶接のままでこの程度の強度を出すことは, 母材の特性上からも溶着金属の特性上からもきわめて困難であり, 必然的に溶接後に焼入れ焼戻しの熱処理を行わなければならない. また使用鋼材も焼入れ焼戻しの熱処理の状態では, かたさが Hv 500~600 となり, 冷間加工, 機械加工がむづかしく, そのために軟かい状態で加工を終了後, 調質処理を行なう工作法が採用される.

4.2.1 溶接方法および溶接材料

低合金マルテンサイト超高張力鋼に適用する溶接方法としては, 被覆アーク溶接法, TIG 溶接法, MIG 溶接法, サブマージドアーク溶接法およびエレクトロンビーム溶接法などが一応考えられる. しかし, ロケットチャンバのような薄板構造でしかも溶接部に対して全く欠陥がなくかつじん性の高いことが要求される場合, MIG 溶接法では, 溶接入熱量が必然的に高くなりそれに伴ってじん性が低下し, またブローホールなどの欠陥も入りやすい. サブマージドアーク溶接法は, MIG 溶接法と同様に溶接入熱量が高くなり, またフラックスの開発が問題である. エレクトロンビーム溶接は, 米国においては一部応用されているようであるが, わが国においては, まだそこまでは至っていない. このようなことから,

表-10 HT-100 溶接継手の強度

予 熱 温 度	引 張 強 さ (kg/mm ²)	破 断 位 置
予 熱 な し	99.7	母 材
	100.0	
50°C	104.8	母 材
	103.0	
100°C	103.0	母 材
	101.9	
150°C	104.9	母 材
	101.3	
570°C 応力除去焼鈍	98.7	溶 接 部
	104.0	

表-9 HT-100 用被覆アーク溶接の溶着金属の化学成分と機械的性質 (溶接のまま)

化 学 成 分								機 械 的 性 質			
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	降 伏 点 kg/mm ²	引 張 強 さ kg/mm ²	伸 び %	Vノッチシャルビー 衝撃値 kg-m/cm ²
0.08	0.52	1.69	0.012	0.009	1.60	0.85	0.66	—	106	19 (GL=50)	3.0 (-40°C)

適用できる溶接法としては、被覆アーク溶接法と TIG 溶接法が考えられるが、被覆アーク溶接法では溶接割れが生じやすく、現状では TIG 溶接法がもっとも適している溶接法である。

TIG 溶接に使用するワイヤは、溶接後に熱処理を行ない、その状態で母材と溶接部とがほぼ同一な性質を有さなければならないために、母材とはほぼ同成分の共金系ワイヤを使用することが望ましい。

被覆アーク溶接棒では、基本的には母材と同じ成分系であるが、ブローホールなどの溶接欠陥を防止するために、化学成分の調整が必要である。表-11に HT-150 および HT-200 用の被覆アーク溶接棒による全溶接金属の諸性質を示す。成分系は C-Si-Mn-Ni-Cr-Mo 系であり、強度を出すために炭素量が一般の高張力鋼の溶接金属に比べて多くなっている。このためにピット、ブローホールが発生しやすい傾向にあり、これらの欠陥を防止するため Si に量を高くしたものである。これらの機械的性質を見ると HT-200 用のものは、引張強さが 175 kg/mm^2 の値を示し、 200 kg/mm^2 級の強度には達しない。これらの結果から、溶接欠陥のない溶着金属を得るためには、低合金系の被覆アーク溶接棒としては、全溶着金属の引張強さが 175 kg/mm^2 程度が限界ではないかと思われる。なお、溶接継手になった場合は、母材の影響が入り、 200 kg/mm^2 級の強度を出すことは可能である。

4.2.2 溶接性

低合金マルテンサイト超高張力鋼の溶接性を考える場合の問題点は溶接熱影響部の硬化と、溶接部の割れの問題であろう。溶接熱影響部の硬化は著しく、 150 kg/mm^2 級で $H_v 500 \sim 600$ 、 200 kg/mm^2 級で $H_v 600 \sim 700$ のかたさを呈する。図-19に表-3 に示した HT-150 A、と HT-200 の最高かたさ試験結果を示すが、HT-150 A では予熱温度を上げるに従ってかたさが低下する。しかし HT-200 では、 300°C の予熱を行なってもかたさの低下はほとんど見られない。このように、溶接のままの状態では、熱影響部は著しく硬化するが溶着金属も熱影響部と同程度に硬化する。この種の鋼は、溶接後に焼入

図-19 HT-150 A および HT-200 の HAZ の最高かたさ

れ焼戻しの処理をするために溶接部は母材と同程度のかたさ、すなわち 150 kg/mm^2 級では約 $H_v 500$ 、 200 kg/mm^2 級では約 $H_v 600$ となり、溶接部のかたさが著しく不均一になることはない。このようなことから、溶接性の面から考えると硬化性それ自体よりも、硬化することにより溶接部の割れ感受性が著しく高くなるということの方が重要な問題となる。とくに被覆アーク溶接の場合、拡散性水素の影響により、溶接割れをおこしやすい。筆者らが行なった実験によると²⁾、溶接部に生じる主な割れは、約 100°C 以下の温度で生じる典型的な低温割れであり、板厚 7 mm の場合予熱温度を $200 \sim 300^\circ\text{C}$ で溶接してもルート割れを完全に防止することはむづかしい。溶接割れ防止の点から云うと予熱効果よりむしろ後熱効果のほうが大きく、例えば予熱なしで溶接し、約 200°C に冷却した時点でバーナにより後熱すると、 150 kg/mm^2 級では、約 300°C の後熱ではほぼルート割れを防止することができ、 200 kg/mm^2 級では、約 600°C の後熱でそれが可能であった。

いっぽう TIG 溶接の場合は、被覆アーク溶接のように拡散性水素の影響が少ないために溶接割れは生じにくく、予熱を行なわなくても薄板の場合は溶接部に割れをほとんど生じない。

超高張力鋼の場合には、以上の問題の他に溶接部の高温割れについても考慮しなければならない。これはオー

表-11 HT-150 および HT-200 用被覆アーク溶接の溶着金属の化学成分および機械的性質 (870°C 油焼入れ $200 \sim 300^\circ\text{C}$ 焼戻し)

	予熱および 間温度, $^\circ\text{C}$	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	引張強さ kg/mm^2	伸 び %	絞 り %
HT-150	200	0.30	0.61	1.26	0.012	0.010	2.10	0.85	0.55	150.4	6.0 (GL=32)	—
HT-200	200	0.35	1.97	1.16	0.012	0.013	1.93	0.70	0.39	175.2	4.0 (GL=50)	14.0

ステナイトの結晶粒界に低融点化合物を形成し高温における延性が低下するためであると云われており, 高温割れを防止するためには, 低溶融点化合物を形成する P, S をできるだけ低くしなければならない。この P, S の限界としては, $P+S \leq 0.025\%$ でしかも P, S おおのが 0.015 以下でなければならないと云われている^{9,10)}。

4.2.3 溶接継手の性能

表-12に前に表-3において示した HT-150 A および B の溶接継手の機械的性質を, 表-13には, 同様に HT-200 の溶接継手の機械的性質をそれぞれ示した。これらの溶接は, HT-150 A および HT-200 は, 第1~2 層 TIG 溶接を行ないそれ以後の層は被覆アーク溶接 (予熱温度 200°C) で溶接し, HT-150 B の場合は, 全て TIG 溶接を行なった。表-12および13に示したものは溶接後 870°C 油焼入れ, 200~300°C 焼戻し処理を行なったものの機械的性質である。継手強度は, いずれも

母材と同程度の強さを示し, また曲げ試験においては, 300 M を改良した HT-150 B が, 150 kg/mm² 級としてきわめて高い延性を有している。

図-20, 21および22に HT-150 A, B および HT-200 の溶接部のかたさ分布を示すが, 母材と溶接部は, 同程度のかたさを示している。図-23, 24および25に溶接部の顕微鏡組織を示したが, いずれも低温度で焼戻したマルテンサイト組織を呈し, とくに 300 M を改良した HT-150 B では組織がち密である。

このように 150~200 kg/mm² 級低合金マルテンサイト超高張力鋼の溶接継手の静的強度としては, 母材と同程度の特性を有しており, とくに 300 M を改良した HT-150 B の溶接継手の性能は, すぐれた延性を示し, 組織的にもち密なじん性を有する組織を呈しており, 後にのべる小型モデルチャンバの圧壊試験においてもきわめてすぐれた性能を示した。

表-12 HT-150A および HT-150B の母材および溶接継手の機械的性質
(870°C 油焼入れ, 200~300°C 焼戻し)

材 料		引 張 試 験					曲 げ 試 験				
		ロール 方 向	Y.S (kg/mm ²)	T.S (kg/mm ²)	E GL=50 (%)	R.A (%)	破 断 位 置	ロール 方 向	角 度 (19R×deg)	E (%)	曲げ状況
HT-150A	母 材	L	136.9~139.4	164.3~165.0	10.0	38.3~41.5		L		37.9~40.0 (GK=5)	割 れ
		T	135.4~139.8	164.0~164.1	9.0~9.5	35.2~38.3		T		30.0~32.0 (GL=5)	割 れ
	継 手			164.0			母 材	F. B	153°	23.3 (GL=6)	溶着金属部 から破断
				163.0			溶 着 金 属	R. B	25°	5.0 (GL=4)	溶着金属部 から破断
HT-150B	母 材	L	141.5	165.5	8.0						
		T	132.0	167.5	7.5						
	継 手			164.1			溶 着 金 属	F. B	180°		微小割れ
				163.8			溶 着 金 属	R. B	180°		"

表-13 HT-200 の母材および溶接継手の機械的性質 (870°C 油焼入れ,
200~300°C 焼戻し)

材 料		引 張 試 験					曲 げ 試 験				
		ロール 方 向	Y.S (kg/mm ²)	T.S (kg/mm ²)	E GL=50 (%)	R.A (%)	破 断 位 置	ロール 方 向	角 度 (19R×deg)	E (%)	曲げ状況
HT-200	母 材	L	162.7~164.5	201.2~201.8	9.5~10.0	23.4~25.0		L		22.0~24.0 (GL=5)	割 れ
		T	167.0~167.2	201.4	9.5~10.0	25.1~25.2		T		14.0~22.0 (GL=5)	割 れ
	継 手			195.3			溶 着 金 属		150°	21.6 (GL=6)	溶着金属部
				200.0			溶 着 金 属		114°	7.5 (GL=4)	溶着金属部

図-20 HT-150 A の溶接部のかたさ分布 (870°C 油焼入れ, 200~300°C 焼戻し)

図-21 HT-150 B の溶接部のかたさ分布
(870°C 油焼入れ, 200~300°C 焼戻し)

図-22 HT-200 の溶接部のかたさ分布 (870°C 油焼入れ, 200~300°C 焼戻し)

図-23 HT-150 A 溶着金属部の顕微鏡組織
($\times 400$)

図-25 HT-200 溶着金属部の顕微鏡組織
($\times 400$)

図-24 HT-150 B 溶着金属部の顕微鏡組織
($\times 500$)

4.3 析出硬化型 200 kg/mm² 級超高張力鋼 (18%⁵¹Ni マルエージング鋼) の溶接

わが国においてロケットチャンバ用に使用されている析出硬化型 200 kg/mm² 級超高張力鋼 (PH-200) は, 18% Ni マルエージング鋼に相当する材料である. 低合金マルテンサイト超高張力鋼とことなり, 溶接後 480°C $\times$ 3 H, 空冷の時効処理のみによって溶接継手の強度を出すことができる. (ただし, 溶接構造物の形状, 応力状態などにより溶接後 820°C $\times$ 1 Hr 空冷, 480°C $\times$ 3 Hr 空冷の熱処理が必要な場合もある). この材料の溶接性はきわめて良好であるが, 溶接施工に当っては, 溶接方

法, 溶接材料, 溶接条件, 時効処理条件など, の諸問題があり, また溶接熱影響部については, 軟化部が生じることなどの問題がある. これらの事項に関し, 筆者らが現在までに解明したことをのべる.

4.3.1 溶接方法および溶接材料

適用できる溶接方法としては, 被覆アーク溶接, サブマージドアーク溶接, TIG 溶接, MIG 溶接, およびエレクトロンビーム溶接が考えられる. この超高張力鋼は溶着金属の化学成分も母材と同様に極低炭素, 低 Si, 低 Mn でなければならないために, 被覆アーク溶接およびサブマージドアーク溶接のように, 溶融金属と溶融フラックスとの化学冶金反応が, 溶着金属を支配する溶接法はフラックスの化学成分がもっとも問題となる. また低 Si および低 Mn の溶着金属を形成させなければならないために, Si および Mn による脱酸ができないので, Ti および Al による脱酸を行なわしめなければならない. しかも溶着金属に母材と同程度に Ti, および Al を含有させなければならないので芯線の Ti および Al の含有量をきわめて多くしておく必要がある. たとえば, 2.0~2.5% Ti が被覆アーク溶接の場合に必要であると云われている.

18% Ni マルエージング鋼に使用されるサブマージドアーク溶接用のフラックスは従来の一般構造用鋼の溶接に使用される SiO_2 含有量の高いフラックスでは, SiO_2 の還元により溶着金属の Si 量が増加し, この材料の溶接には適しないため, 最近米国の Linde 社で Low-Silica フラックス (3% SiO_2 , 60% $\text{CaO} + \text{Al}_2\text{O}_3$) が開発され, 18% Ni 鋼に適用した試験結果が発表されている¹²⁾.

被覆アーク溶接およびサブマージドアーク溶接では, 被覆材料や使用フラックスを考慮しても必然的に溶着金属の Si, および Mn 量が母材より高くなり, かつ Ti および Al 量が低くなるために, きわめて高い強度を要求することはむづかしく, これらの溶接法では引張強さが約 170 kg/mm² 程度が限界のようである. またじん性も Si, Mn 量が高くなるために次のべる TIG 溶接などに比べて低く, 約 3/4 ほどのじん性しか出ない. このような観点から, 溶着金属の形成過程で, 化学冶金反応がほとんどない TIG 溶接および MIG 溶接が, この材料の溶接に適している. 溶接能率の点から云えば, MIG 溶接のほうがはるかに高能率であるが, 溶接継手の強度の点では溶接入熱量が増大すると溶着金属と熱影響部の結晶粒が粗大化し, 強度およびじん性が低下する. また溶接欠陥の点では, 溶接入熱量が低下するとブローホールが入りやすい傾向があり, 両者を考慮した適正な溶接条件を選定しなければならない. しかし適正溶接条件 (溶接入熱量 44,000 Joule/in) で溶接を MIG 溶接の場合

行なっても溶接継手強度は約 180 kg/mm² 程度がほぼ限界値である¹²⁾. これに対して TIG 溶接では, 溶接能率は低いが, 溶接入熱量を低くすることができ, しかも欠陥のない溶接が可能であり, 溶接継手の強度も, 使用ワイヤの化学成分を調整することによって約 210 kg/mm² 程度までの強さを得ることができる. TIG 溶接に使用されるワイヤの化学成分は, 母材とはほぼ同成分のものがよく, Witherell, Corigan および Deterren らの実験によっても, Ni および Co は母材と同じ程度で, Mo は切欠じん性の点から母材よりもやや低い程度の成分がよいと報告されている¹³⁾. また Ti については, 0.4% 以上必要であり, 適正な含有量は母材の成分の upper 側に合わせればよく, Al についても同様な考えかたでよい. このように母材とはほぼ同成分のワイヤを用いて TIG 溶接を行なえば, 現状ではもっとも信頼できる溶接継手の性能を得ることができる. 以上のべたようにロケットチャンバ用としての 18% Ni マルエージング鋼の溶接には, TIG 溶接がもっとも適しているようである. 米国においても, この種超高張力鋼を用いたロケットチャンバには, ほとんど TIG 溶接方式が採用され成功をおさめているようである.

4.3.2 溶接性

この超高張力鋼の溶接性はきわめてよく, 低合金マルテンサイト超高張力鋼のような溶接割れもほとんど見られず, 予熱なしで TIG 溶接が可能である. またとくに拘束力の高い部分の溶接に当たっても, 適正な溶接条件で溶接を行なえば予熱なしでも溶接割れは発生しない.

4.3.3 溶接熱影響

この材料の溶接熱影響部は, 一般の溶接構造用低合金マルテンサイト超高張力鋼などと同様な現象を呈する. すなわち, 溶接のままの状態ではボンド部から少しはなれた部分に図-26に示すように溶接熱によって時効硬化した硬化部が生じる. 溶接後 480°C×3 Hr の時効処理を行なうと, 図-27に示すように, 熱影響部にこの時効処理によって硬化しない領域, すなわち軟化部が生じることがわかる. この軟化部の挙動を調べるために, 小試験片に溶接熱影響部の熱サイクルを再現させて, それらのかたさを調べ, 最高加熱温度と, かたさとの関係を求めたが, その結果は図-28に示すとおりである. この結果からわかるように, 溶接熱によって 640~740°C に加熱された領域は, 480°C×3 Hr の時効処理によってもほとんど硬化しない. また最高加熱温度が高い粗粒域は, 時効処理によって硬化するが, 母材と同程度のかたさには達しない. 図-27に示した実際の溶接継手の場合と図-28に示した再現試験の場合とを比較すると, 実際の溶接継手に生じる軟化域は, 640~740°C に加熱され

図-26 PH-200 溶接部のかたさ分布 (溶接のまま)

図-27 PH-200 溶接部のかたさ分布
(溶接後 480°C×3 Hr 時効処理)

た部分であると考えられる。また粗粒域では、一サイクルの熱サイクルを受けた場合には、時効後において母材よりもかたさが低くなることは図-28によってわかるが、図-27のように多層溶接を行なった場合には、軟化現象は生じない。

640~740°C に加熱された領域の軟化現象について、さらに検討するために、最高加熱温度 690°C の場合の急速加熱冷却過程の熱膨脹曲線を描いた結果を図-29に示す。これからわかるように、加熱時には約 640°C から、オーステナイト変態を始め、一部オーステナイト組織となった状態で冷却されるために、そのオーステナイトがきわめて安定なものであり、室温まで冷却してもマルテンサイトに変態せず、オーステナイト組織として残留す

る。このために時効処理によっても析出硬化をおこさないものと考えられる。

次に溶接条件とボンド部の組織、およびかたさとの関係を調べるために、小試験片を 1350°C に急速加熱し、種々の冷却条件で冷却させ冷却過程における変態と、冷却後のかたさとの関係を求めたが、800°C から 500°C までの冷却時間が約 800 sec 以内の冷却条件では、すべてマルテンサイト組織となり、その Ms 点は約 200°C であり、図-30に示すように熱サイクルのままの状態でのかたさも、冷却時間に無関係に Hv 335, 480°C×3 Hr 時効処理後においても同様に Hv 565 である。このようにボンド部のかたさは、冷却時間による影響はほとんどないと考えてよいが、冷却がゆるやかになると結晶粒が粗大化し、降伏強度およびじん性に影響してくると思われる。以上の点からこの超高張力鋼の溶接熱影響部に生じる軟化域は溶接継手の強度と密接な関係があり、軟化域の影響の少ない溶接施工および工作法を採用せねばならない。

4.3.4 溶接継手の性能

溶接継手の機械的性質は、使用板厚、使用ワイヤの化学成分、溶接諸条件、および溶接後の熱処理によってこ

図-28 溶接熱サイクルによる最高加熱温度とかたさとの関係

図-29 最高加熱温度 690°C の場合の熱膨脹温線

図-30 1350°C に加熱された熱影響部のかたと 800°C から 500°C まで冷却時間との関係

表-14に、使用板厚 1.7 mm, 6 mm および 15 mm の TIG 溶接継手の引張試験結果を一括して示すが、溶接施工条件が適正であれば、軟化部の影響をなくすることが可能であり、また溶接後 820°C×1 H 空冷, 480°C×3 H 空冷の熱処理を行なうとなくなり、さらに継手強度を上げることができる。溶接継手効率としては、母材の強度程度によってことなるが、いま母材の引張強さが 200 kg/mm² 以上と考えると、表-14からわかるように、溶接施工条件が適正であれば継手効率は95%以上が可能である。ただし、軟化部の影響が生じるような溶接施工条件で行なえば、継手効率は約85%となる。

溶着金属部の衝撃値は、図-31に示すように、母材と同様に、300°C から -100°C の温度範囲ではほぼ一定であり遷移現象はない。衝撃値は、使用するワイヤの製造方法によってことなる。すなわち、大気溶解材のワイヤを用いた場合は、1 kg-m/cm² 以下の衝撃値しか得られないのに対して、真空溶解材のワイヤを用いると、1.7 kg-m/cm² 以上の衝撃値を得ることができ、溶着金属のじん性の点から云えば、真空溶解したワイヤが適している。

表-15に、母材の項でのべたと同様な ASTM の切欠引張試験を行ない破壊じん性 (Fracture Toughness) を溶接継手に対して (切欠は溶着金属中央に入れた) 求めた結果を一括して示した。表-15からわかるように、前に表-6に示した母材の K_{IC} 値よりもやや低い。このように溶着金属部の衝撃値、および K_{IC} 値は、母材よりも低いので溶着金属部は、不安定破壊が生じやすい特性を有しており応力集中源となる溶接欠陥に対してはとくに注意を払わなければならない。

図-32には、板厚 1.7 mm と 6 mm の溶接部のマクロ組織を示す。溶接後において、820°C×1 H 空冷後 480°C×3 H 時効処理を行なうと、溶接部は均一した組織となり、熱影響部に生じる軟化域がなくなることが、図-32からもわかる。溶接部の顕微鏡組織を図-33に示すが、熱影響部は、母材のチ密な組織に比べて結晶粒が粗大化している。溶着金属部は、この顕微鏡組織からもわかるように、結晶粒界にオーステナイトが残留している。この溶着金属部に生じる残留オーステナイトの影響については、まだ現状では解明されていない。

表-14 PH-200 溶接継手の強度

板厚 (mm)	熱処理	引張強さ (kg/mm ²)	破断位置
1.7	W→S→A	195.0	溶着金属部
		195.4	溶着金属部
	W→A	191.4	溶着金属部
		189.3	溶着金属部
6.0	W→S→A	205.3	溶着金属部
		202.7	溶着金属部
	W→A	192.1	溶着金属部
		195.5	溶着金属部
15	W→S→A	196.6	溶着金属部
		191.1	溶着金属部

W: 溶接
S: 820°C×1 H 空冷
A: 480°C×3 H 時効処理

図-31 PH-200 溶着金属部の V ノッチシャルピー衝撃試験結果

表-15 PH-200 溶着金属の Kc 値

σ_y (kg/mm ²)	W (mm)	T (mm)	a (mm)	最大荷重 (kg)	σ_g (kg/mm ²)	$(\sigma_g/\sigma_y)^2$	$\pi a/W$	q	$\sqrt{qW}$	$\frac{Kc}{\text{kg}\sqrt{\text{mm}}}$ mm ²
175	30.05	1.03	2.93	3590	116.0	0.44	0.306	0.52	3.95	458
175	30.00	1.02	2.93	3010	98.4	0.31	0.304	0.46	3.71	365
194	34.10	1.18	10.85	3630	58.8	0.092	0.995	1.65	7.50	440
194	34.00	1.71	9.05	3990	65.9	0.116	0.836	1.26	6.54	431
193	99.75	4.99	20.10	17200	34.5	0.032	0.631	0.84	9.16	316
193	99.75	5.01	19.70	15500	31.0	0.026	0.618	0.82	9.04	280

 σ_y : 耐力

W : 試験片の巾

T : " 板厚

a : スロークラックの長さ

 σ_g : 破断時の全体の平均応力 (切欠きがないと考えた場合の平均応力)

板厚	溶接のまゝ	溶接後820°C×1HAC, 480°C×3H 時効	溶接後→時効
1.7 mm
6.0 mm

図-32 PH-200 溶接部のマクロ組織

溶着金属部 (×500)

境界部 (×100)

図-33 PH-200 溶接部の顕微鏡組織

5. 小型モデルチャンパの

圧壊試験

ロケットチャンパに超高張力鋼を適用する場合には、母材試験、溶接試験および破壊じん性試験などによってその適応性を一応検討できるが、さらにそれらが総合された構造物としての適応性を検討するためにモデルチャンパの圧壊試験を行なわなければならない。その結果に

よって、その材料の適応性、工作法の適否などが明らかになり、かつロケットチャンパとしての性能が確認できるのである。このような見地から、筆者らは 150~200 kg/mm² 級超高張力鋼の各種のモデルチャンパを製作し、それらの圧壊試験を行なった。使用材料は、表-3 に示すごとく、150~200 kg/mm² 級低合金マルテンサイト超高張力鋼 (HT-150 A, B および HT-200) と析出硬化型 200 kg/mm² 級超高張力鋼 (PH-200, 18% Ni マ

表-16 モデルチャンバーの圧壊試験結果の例

モデルの型	材 料	母材の引張強さ (kg/mm ²)	板 厚 (mm)	破壊圧力 (kg/cm ²)	破壊時の 計算応力 (kg/cm ²)	破壊位置
A	HT-150A	165	2.8	160	118.4	溶 接 部
	HT-200	201	2.8	145	107.2	母 材
B	HT-150A	165	2.8	195	144.2	母 材
	HT-150B	166	2.0	168	174.7	溶 接 部
	HT-200	201	2.8	159.5	118.0	溶 接 部
	PH-200	200	2.8	250	178.8	溶 接 部

ルエージング鋼に相当)である。モデルチャンバの寸法は内径 420 mm ϕ (ただし PH-200 の場合は 406 mm ϕ) で、Type A はチャンバ全長が 1,903 mm、Type B が同じく 1,108 mm (ただし、PH-200 の場合は 1,030 mm) である。

表-16にモデルチャンバの圧壊試験結果の1例を示す。

この結果によると、150 kg/mm² 級超高張力鋼では、HT-150 A は圧壊時の hoop stress は 118.4 および 144.2 /kg/mm² であったのに対して、HT-150 B は 174.7 kg/mm² を示し、きわめて優秀な性能を有していることがわかった。図-34に HT-150 B のモデルチャンバの水圧時においてチャンバ各部の応力を計測した結果を示すが (符号 3, 4, 13, 14 は中央部, 7, 8は端部) hoop stress が約 130 kg/mm² 程度から降伏を開始し、著しく塑性変形して破壊したことがわかる。

低合金マルテンサイト 200 kg/mm² 級超高張力鋼 HT-200 は、圧壊 hoop stress が107.2および 118.0 kg/mm² であり、降伏点よりもはるかに低い応力レベルで破壊し、ロケットチャンバには適用できないことが明らかになった。

図-34 HT-150 B のモデルチャンバ水圧試験における圧力と応力との関係

析出硬化型 200 kg/mm² 級超高張力鋼 PH-200 は、圧壊 hoop stress 178.8 kg/mm² を示し(軟化部で破断)、継手効率を考慮することによって、ロケットチャンバに十分適用できることが確認できた。

図-35および36に HT-150 B および PH-200 のモデルチャンバの圧壊された状況の1例を示す。

図-37に米国の Martin Co. で行なった Vascojet 1000 についてのチャンバの圧壊試験によって求められた母材の引張強さと圧壊 hoop stress との関係と、筆者らが行なったモデルチャンバの圧壊試験結果とを比較して示した。これによると、低合金マルテンサイト超高張力鋼では、Martin Co. での試験結果とほぼ一致した傾向を示した。すなわち、ロケットチャンバとしての性能を得るための限界の引張強さは 175 kg/mm² であることが明らかになった。これに反して PH-200 は、引張強さが 175 kg/mm² 以上になっても圧壊 hoop stress は低合金マルテンサイト超高張力鋼のように低下しないことが確認でき、200 kg/mm² 級の性能を有するロケットチャンバに対しては、PH-200 が適していることがわかった。

図-35 HT-150 B モデルチャンバの圧壊状況

図-36 PH-200 モデルチャンバの圧壊状況

図-37 使用材料の引張強さと破壊時の計算応力との関係

この圧壊試験の結果によって、東京大学宇宙航空研究所の L-3 型 1 号ロケットの第 3 段目のチャンバには、300 M を改良した HT-150 B が、また L-3 型 3 号ロケットの第 3 段目のチャンバには、PH-200 が採用されるようになったものである。

6. 今後の問題

わが国における宇宙観測用のロケットチャンバに対して、85 kg/mm² 級高張力鋼にはじまり、100 kg/mm²、150 kg/mm²、200 kg/mm² 級超高張力鋼と次々にハイレベルのものが応用されてきたが、今後さらにロケットの高性能化にともないチャンバ重量の軽減化が強く要望されており、そのためには、200 kg/mm² 以上の超高張力鋼の開発、たとえばオースフォーミング鋼の開発やあるいは、破壊じん性の著しく高い超高張力鋼を開発し、その溶接施工法を確立して安全率を下げ、ロケットチャンバの軽量化を行なうということも考えられている。

さらに今後、ロケットの大型化に伴う大型ロケットチャンバ用の超高張力鋼の開発と工作法の確立も急務な問題である。

7. む す び

わが国における宇宙観測用ロケットチャンバの開発は、東京大学宇宙航空研究所と三菱重工業株式会社神戸研究所と神戸造船所が一体となり、昭和34年度に 85 kg/mm² 級高張力鋼を採用して以来、100 kg/mm²、150 kg/mm² および 200 kg/mm² 級超高張力鋼を次々に開発し、ロケットチャンバに採用し成功をおさめた。

本稿は、筆者らの行なったこれら一連の開発研究結果

を主体にしてのべたものである。

なお、大型ロケットチャンバ用の厚板超高張力鋼に関する詳細な研究結果は、本稿では省略させていただいたが、これについては次の機会に報告する所存である。

またロケットチャンバ用材料は、超高張力鋼のみではなく Ti 合金¹⁴⁾や Al 合金があり、それぞれ適したロケットに採用されている。これらの研究結果についても、同様に報告させていただく所存である。

最終に、筆者らの研究に対してつねに懇切な御指導をいただいた東京大学宇宙航空研究所教授糸川英夫博士、教授森大吉郎博士、同じく東京大学工学部教授安藤良夫博士、および三菱重工業株式会社神戸造船所調査役高木乙磨博士に深く感謝の意を表する。また筆者らの研究に対して御協力いただいた川崎製鉄株式会社、株式会社神戸製鋼所および株式会社日本製鋼所の関係諸氏に深く感謝する。

参 考 文 献

- 1) 西茂, 鈴木和久, 下山仁一, 菊地幸夫, “150~200 kg/mm² 級超高張力鋼のロケットチャンバへの応用” 新三菱重工技報 Vol. 6, No. 1 (1963)
- 2) 鈴木和久, 下山仁一, 福寄勝敏; “ロケットチャンバ用 150~200 kg/mm² 級超高張力鋼の溶接性の研究” 新三菱重工, 神戸造船所研究報告 3QG02638 (1963)
- 3) 鈴木和久, 矢野謙, 河井清和, 下山仁一, 浜田年弘; “析出硬化型 200 kg/mm² 級超高張力鋼の溶接とロケットチャンバへの応用” 三菱重工技報 Vol. 2, No. 1 (1965)
- 4) H.R. Smith, R.E. Anderson and J.T. Bingham; “A User Evaluates Maraging Steels” Metal Progress Nov. 1962, p. 103~105
- 5) “Fracture Testing of High Strength Steel Materials” A Report of Special ASTM Committee (1960-1), ASTM Bulletin, p. 29~40
- 6) G.R. Speich; “Age-Hardening of Fe 20 Pct Ni Martensites” Trans. Metallurgical Society of AIME, Vol. 227 (1963-12), p. 1426~1432
- 7) S. Floreen, R.F. Decker; “Heat treatment of 18% Ni Maraging Steel” Trans. of the ASM, Vol. 5 (1962) p. 518~530
- 8) R. Blower, G. Mayer; “Austenitic Stainless Steels Precipitation Hardened with Titanium” J. of the Iron and Steel Inst. (1963-11) p. 933~943
- 9) H.W. Mishler, R.E. Monroe and P.J. Riephel; “Studies of Hot Cracking in High-Strength Weld Metals” W.J. (1961-1) 1s~7s
- 10) P.J. Rieppel; “Welding Solid-Fuel Rocket Motor Cases” Metal Progress (1960-7) p. 105~110
- 11) Thomas L. Colers; “New Low-Silica Compositions of Submerged-Arc Welding” W.J. Feb. 1965 p. 72s~78s
- 12) D.A. Canonico; “Gas Metal-Arc Welding of 18% Nickel Maraging Steel” W.J. Oct. 1964 433s~442s
- 13) R.M. Evans and R.E. Monroe; “The Current Status of the Welding of Maraging Steels” Fattle Memorial Institute, Oct. 1963
- 14) 鈴木和久, 下山仁一, 浜田年弘; “チタン合金の溶接とロケットチャンバへの応用” 三菱重工技報, Vol. 2, No. 3 (1965) p. 29~38