

技術報告

UDC 669.14.018.292(73) : 539.4/.5

国産および米国産超強力鋼の確性試験*

河部義邦**・金尾正雄**・宗木政一***・中野恵司***

Confirmative Testing of the Ultrahigh Strength Steels Made in Japan and the United States

Yoshikuni KAWABE, Masao KANAOKA,
Seiichi MUNEKI, and Keishi NAKANO

Synopsis:

In order to compare and confirm the various properties of the ultrahigh strength steels produced in Japan and the United States, the notch toughness in the base metals and the welded joints of five steels (three kinds of 18Ni maraging, HP 9-4-25 and PZ steels) were mainly examined. The comparison between 18Ni maraging steel and the steel of 9Ni-4Co series was also made. The results are summarized as follows:

- 1) The 18Ni maraging steels and the steels of 9Ni-4Co series made in the two countries are found to show similar properties.
- 2) The notch toughness of 18Ni maraging steel is appreciably superior to that of the steel of 9Ni-4Co series.
- 3) The decreases in the notch toughness of the weld metals for the 18Ni maraging steel and the heat affected zone for the steel of 9Ni-4Co series are considered to be troublesome.

(Received Dec. 12, 1972)

1. 緒 言

わが国における宇宙開発は科学観測衛星に引続き、実用衛星も昭和 50 年度の打上げを目指し、鋭意準備が進められている。実用衛星のように多くの機器を搭載し、しかも正確に軌道に乗せるには、すぐれた性能のロケットが必要である。ロケット性能を向上するには、ロケット自体の機体重量を軽減することが最も必要である。そのため、ロケット用構造材料には、強度密度比が高い、すなわち高強度の材料が要求される¹⁾²⁾。しかし、高強度化に伴い、一般に鋼の靱性は低下し、微小な切欠などの存在により低応力下で脆性破壊が生じやすくなる。しかも、ロケットは溶接構造物なので、母材のみならず、溶接継手の性能が機体本体の性能に決定的な影響をおよぼすと思われる³⁾。さらに、このような超強力鋼は、単にロケット用材料としてのみならず、海洋開発、原子力開発、他の宇宙開発などの先導的技術分野においても用途が拡大しつつあるのが現状である。

このような現状にかんがみ、この試験研究は、母材と溶接継手について、切欠靱性を中心として、国産超強力

鋼の性能水準を把握するとともに、超強力鋼の開発、利用面での先進国である米国市販鋼との性能比較を目的として行なつたものである。

2. 供試材および実験方法

2-1 供試材

本実験は、C をほとんど含んでいないマルテンサイトの時効硬化を利用した超強力鋼と、C を含んだ合金マルテンサイトの焼戻し組織を利用した超強力鋼の性能を比較することも 1 つの目的としている。そのため、前者の超強力鋼として 18Ni マルエージ鋼、後者には 9Ni-4Co 系の鋼を選んだ。18Ni マルエージ鋼としては、国産の 18Ni-J と米国産の強度水準の異なる 18Ni 200, 18Ni 250 の 3 鋼種を用いた。9Ni-4Co 系鋼としては、国産の PZ と米国産の HP 9-4-25 を用いた。PZ 鋼⁴⁾は、9Ni-4Co をベースとし Nb-Mo の複合添加による析出硬化作用を付与させた、わが国で独自に開発された鋼で

* 昭和47年12月12日受付 (依頼技術報告)

** 金属材料技術研究所 工博

*** 金属材料技術研究所

Table 1. Chemical composition of the base metals for the present investigation (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Cr	Ti	V	Al	Nb	Zr	B	Ca
18 Ni-J (made in Japan)	0.008	0.06	<0.05	0.003	0.008	17.71	7.82	4.43	—	0.38	—	0.11	—	0.008	0.002	0.05 added
18 Ni 200 (" U.S.A.)	0.018	0.08	0.008	0.007	0.005	18.11	8.19	3.17	—	0.21	—	0.15	—	0.008	0.005	0.05 added
18 Ni 250 (" U.S.A.)	0.027	0.02	0.03	0.004	0.005	18.46	8.14	4.80	—	0.44	—	0.10	—	0.010	0.003	0.05 added
PZ (" Japan)	0.198	0.08	0.25	0.008	0.006	9.00	4.30	3.14	1.71	—	0.34	0.029	0.069	—	—	—
HP 9-4-25 (" U.S.A.)	0.30	0.01	0.29	0.006	0.010	8.55	3.80	0.51	0.47	—	0.12	—	—	—	—	—

Table 2. Heat treatment.

Steel	Heat treatment
18 Ni-J	850°C×3 hr AC → machining → 480°C×3 hr AC
18 Ni 200	820°C×1 hr AC → machining → 480°C×4 hr AC
18 Ni 250	820°C×1 hr AC → machining → 480°C×4 hr AC
PZ	930°C×1 hr AC → 950°C×1 hr WQ → 540°C×(2+2) hr AC → machining
HP 9-4-25	Normalizing treatment → 820°C×1 hr OQ → 500°C×(2+2) hr AC → machining

ある。

この5鋼種の化学成分を表1に示した。成分における1つの特徴は、米国産の18Niマルエージ鋼は国産材料に比較し、不純元素としてC量が多いことである。しかし、Si, Mn, P, Sなどの不純元素量はほとんど差がない。一方、9Ni-4Co系鋼の中では、PZはHP9-4-25よりC量が少なく、Mo, Cr, V量が多く、またHP9-4-25に含まれていないNbが添加されている。このように、HP9-4-25が炭化物形成元素を極力低くおさえているのに対しPZは炭化物の析出による二次硬化性を利用した鋼である。これらは、いずれもコンセルアーク再溶解材で、6mm厚の板材として入手した。これらの組織はいずれも典型的なラス・マルテンサイトの焼戻し組織である。ただ、9Ni-4Co系鋼では若干の残留析出物が認められるとともに、前オーステナイト粒界やラス境界などへの優先析出の傾向が18Niマルエージ鋼よりいくぶん強いと思われる。

2.2 熱処理

供試材の熱処理を表2に一括して示した。18Niマルエージ鋼は溶体化の軟化した状態で試験片に加工し、時効処理を行ない硬化させた。一方、9Ni-4Co系鋼は二重焼戻しまでのすべての熱処理を終了した後、試験片に

加工した。

2.3 溶接継手の作成

表3に、溶接金属の化学成分および溶接条件を一括して示した。溶接継手は、母材と共金系統成分の芯線を用い、TIG溶接により作成した。その際、18Niマルエージ鋼は溶体化状態で溶接施工し、試験片に加工した後、時効処理のみを行なっている。それに対し、9Ni-4Co系鋼は二重焼戻しまでのすべての熱処理を終了した状態で溶接施工し、その後250°C×1hr→空冷の水素除去焼鈍のみを行なっている。なお溶接部はすべてX線透過検査により、欠陥のないことを確認した。

2.4 試験項目、条件および試験片形状

表4に、母材および溶接継手の試験項目および試験条件を示した。また、図1に主要な試験片の形状、寸法を示した。図示した以外の試験片は、母材常温引張には6mm t×12.5mm W×50mm G. L., 溶接継手常温引張にはJIS1号、母材および溶接継手の高温引張には6mm t×8mm W×50mm G. L., シャルピー衝撃にはJIS4号試験片の厚さのみを5mmに変えた試験片を用いた。これらの試験片はすべて試験片の長手方向が圧延方向と平行になるように加工した。溶接継手の切欠引張と破壊靱性試験では、切欠を溶接金属と熱影響部に挿入

Table 3. Chemical composition of the weld metals and TIG welding conditions.

Steel	Chemical composition (wt%)											
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Cr	Ti	V	Al
18 Ni-J	0.003	0.003	<0.005	0.008	0.008	17.91	7.82	4.02	—	0.31	—	0.08
18 Ni 200	0.013	<0.005	<0.005	0.004	0.009	17.93	7.88	4.09	—	0.33	—	0.095
18 Ni 250	0.010	<0.007	<0.005	0.004	0.007	18.09	8.10	4.90	—	0.55	—	0.150
PZ	0.164	0.52	1.21	0.007	0.001	8.65	3.85	1.02	1.08	—	0.090	0.008
HP 9-4-25	HP 9-4-20											

Steel	TIG welding conditions				
	Wire (mm ϕ)	Number of weld beads	Voltage (V)	Current (A)	Welding rate (mm/min)
18 Ni-J	1.6	4~5	13~15	100~120	48~72
18 Ni 200	2.4	3	11~13	155	—
18 Ni 250	1.6	5	13~15	145	—
PZ	1.6	8	9	90	175
HP 9-4-25	1.6	8	11	145	150

Table 4. The mechanical tests and their specifications used for the base metals and the welded joints.

Base metal	Welded joint
① Room temperature tensile test	Room temperature tensile test
② High temperature tensile test (100, 150, 200, 250, 300°C)	High temperature tensile test (100, 150, 200, 250, 300°C)
③ Notch tensile test	Notch tensile test (weld metal, heat affected zone)
④ Plane strain fracture toughness test (K_{IC}) (longitudinal and transverse) to rolling direction	Plane strain fracture toughness test (K_{IC}) (weld metal, heat affected zone)
⑤	Plane stress fracture toughness test (K_C) (weld metal, heat affected zone)
⑥ Delayed fracture test (distilled water at 40°C)	Delayed fracture test (distilled water at 40°C) (with and without face reinforced weldment)
⑦ Charpy impact test (100~-196°C)	

し、それぞれの位置での性質を求めた。なお、切欠引張試験片の応力集中係数は約 19 である。また、溶接継手の遅れ破壊試験では、溶接金属、熱影響部、母材の組織の差異により切欠と類似の効果を生じると考えられるので余盛 (face reinforced weldment) を板面まで削除した平滑試験片と、余盛をそのまま残し機械的切欠をも付与

した試験片の 2 つを用いた。また、図 1 に示したように、平面歪破壊靱性 (K_{IC}) 試験にも、素材が 6 mm で提供された関係上、5 mm 厚の試験片を用いた。この板厚は ASTM⁶⁾ から推奨されている限界の $2.5(K_{IC}/\sigma_{0.2})^2$ よりかなり小さく、そのため求めた K_{IC} は正確な K_{IC} とはいえないと思われる。この点が本試験における 1 つ

3. 実験結果

3.1 常温および高温引張試験

母材および溶接継手の常温引張試験結果を表5に示した。18 Ni-J は2つの米国産 18 Ni マルエージ鋼のほぼ中間の強度水準を有し、また PZ は 18 Ni-J とほぼ等しい強度を有している。これらの超強力鋼は、いずれも降伏比($\sigma_{0.2}/\sigma_{\beta}$)が高いのが特徴である。また、9 Ni-4 Co 系鋼は 18 Ni マルエージ鋼と比較し、均一伸び(δ_u)が大きいのも1つの特徴である。9 Ni-4 Co 系鋼の中でも、HP 9-4-25 は PZ より δ_u がかなり大きい。したがって、合金元素としての C は加工硬化性を高めることにより δ_u を大きくする機能を有すると思われるが、逆に C が特殊炭化物として析出し、析出強化作用によりかなりの強度上昇が見込まれるようになると、加工硬化性が低下し、 δ_u は小さくなるものと思われる。また、いずれの鋼もほぼ 100%の継手効率を示し、溶接性のすぐれた材料であることが理解される。

次に、図2に母材と溶接継手の高温引張試験結果を示した。溶接継手の試験結果は、その温度における母材の引張強さとの割合、継手効率として表示している。各鋼とも、300°Cまでの温度範囲ではいずれの性質も温度依存性が非常に小さい。常温から 300°C まで温度が上昇しても、 σ_{β} で約 20 kg/mm² 減少し、 δ_t はほとんど変化しない。また図示しなかつたが、降伏比もほとんど温度依存性を示さない。一方、継手効率は 9 Ni-4 Co 系鋼ではまったく温度依存性を示さないが、18 Ni マルエージ鋼では試験温度の上昇に伴ってやや減少する傾向が認められる。ただその場合でも、90%以上の継手効率が得られている。このように、いずれの鋼も、また母材、溶

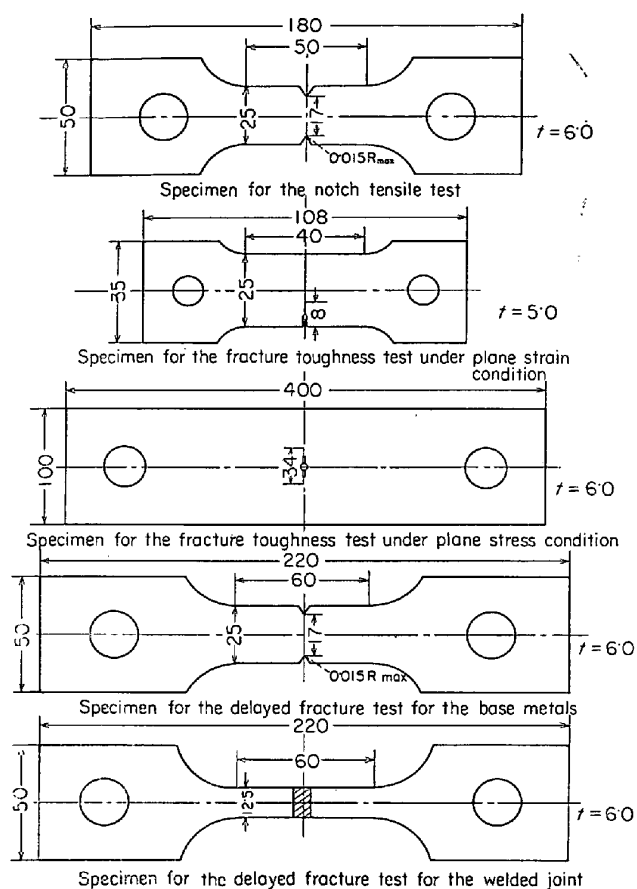


Fig. 1 Dimension of the specimens used for the present investigation.

の問題点である。また、破壊靱性試験では機械切欠の先端に約 2 mm の疲労亀裂を挿入し、負荷中の亀裂進展は電位差法により検出した。なお、常温引張と切欠引張試験では同一条件下で 3 回、破壊靱性 (K_{Ic}) 試験は 5 回ずつ行ない、平均値を求めた。なおこれらの試験は特定の場合以外は、すべて常温で行なつた。

Table 5. The results of the tensile test at room temperature.

Steel	Base metal						Welded joint	
	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	σ_{β} (kg/mm ²)	$\sigma_{0.2}/\sigma_{\beta}$ (%)	Elongation (%)			$\sigma_{\beta(w)}$ (kg/mm ²)	$\sigma_{\beta(w)}/\sigma_{\beta}$ (%)
				δ_u	δ_{t-u}^*	δ_t^*		
18 Ni-J	153.5	160.8	95.5	1.6	6.2	7.8	158.8	98.7
18 Ni 200	133.4	137.5	97.0	1.0	10.4	11.4	142.7	103.7
18 Ni 250	174.4	177.3	98.4	1.3	5.3	6.6	174.6	98.4
PZ	149.9	160.2	93.6	3.0	6.6	9.6	164.3	102.5
HP 9-4-25	135.6	152.0	89.2	6.8	7.0	13.8	155.7	102.4

δ_u : uniform elongation

δ_t : total elongation

* : elongation measured by 50 mm gage length

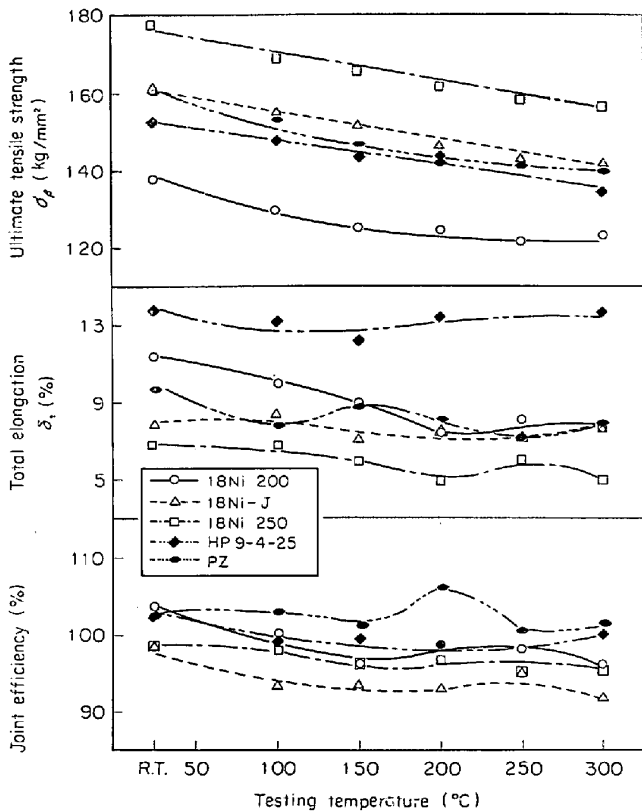


Fig. 2 Temperature dependence of the tensile properties.

接継手とも、常温から 300°C までの温度範囲では非常にすぐれた引張性質を有している。

3.2 切欠引張試験

図 3 に、母材、溶接金属部および溶接熱影響部の切欠

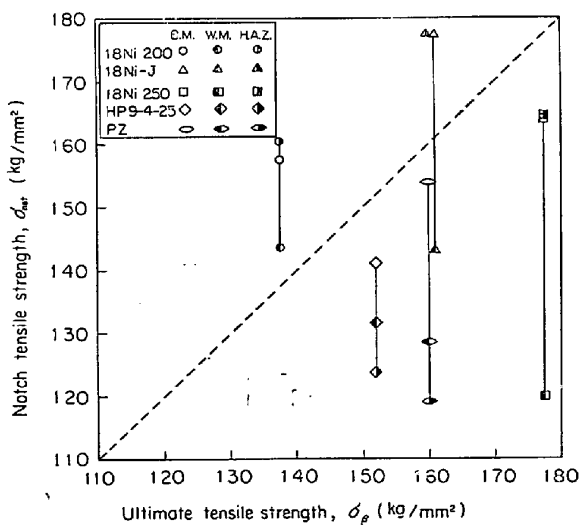


Fig. 3 Relationship between ultimate tensile strength in the base metals and notch tensile strength of the three parts of the weld; base metal (B. M.), weld metal (W. M.) and heat affected zone (H. A. Z.).

引張強さを、母材の引張強さを基準として示した。

切欠引張強さでは平滑引張試験結果とは異なり、18Ni マルエージ鋼と 9Ni-4Co 系鋼では明らかな差異が生じている。まず、母材の結果について述べる。18Ni マルエージ鋼では強度水準が低いときには切欠強化が生じているが、強度上昇に伴い切欠弱化になる。それに対し、9Ni-4Co 系鋼は 150~160 kg/mm² の強度水準でもすでに切欠弱化の状態にあり、切欠感受性が大きい。つぎに、溶接継手の結果は、18Ni マルエージ鋼の溶接熱影響部は母材とほとんど変わらないが、溶接金属部の切欠引張強さはかなり大きく低下する。しかもこの傾向は強度水準が高いほど著しくなる。一方、9Ni-4Co 系鋼では、溶接金属部の切欠引張強さは母材よりは低下するが、それ以上に熱影響部が悪くなる。この場合も、その低下傾向は強度水準の高い PZ のほうが HP 9-4-25 よりも大きい。上記結果から明らかなように、18Ni マルエージ鋼では溶接熱影響部はまったく問題ないが、溶接金属部の切欠感受性の増大が重要な問題である。それに対し、9Ni-4Co 系鋼では溶接金属部以上に溶接熱影響部の切欠感受性の増大がきわめて重要な問題である。

3.3 平面歪破壊靱性 (K_{Ic}) 試験

図 4 に、母材、溶接金属部および溶接熱影響部の K_{Ic} を、母材の 0.2%耐力を基準として示した。そのうち、18Ni 200 の熱影響部は K_{Ic} が高く、板厚 5mm の試験片では K_{Ic} を求めないと予想されたので行なわな

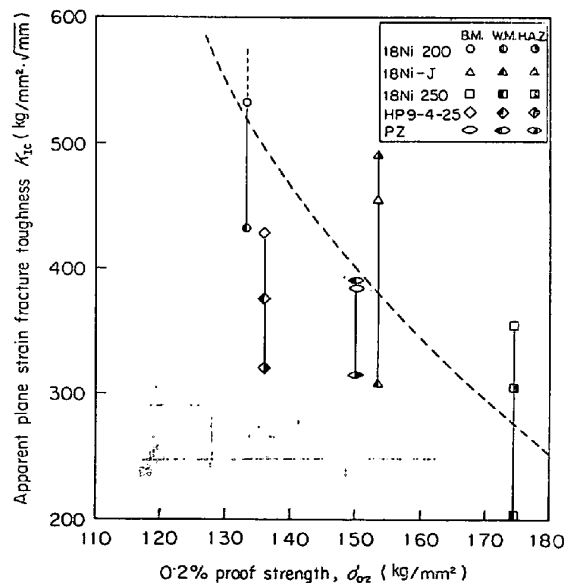


Fig. 4 Relationship between 0.2% proof strength of the base metals and plane strain fracture toughness of the three parts of the weld; base metal (B. M.), weld metal (W. M.) and heat affected zone (H. A. Z.).

Table 6. Anisotropy of the apparent K_{IC} of the base metals caused by the rolling texture ($\text{kg}/\text{mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$).

Steel	Longitudinal to R. D.	Transverse to R. D.
18 Ni-J	454	404
18 Ni 200	532	523
18 Ni 250	356	323
PZ	385	373
HP 9-4-25	427	406

つた。また、母材については異方性を検討するため、圧延方向と試験片の引張軸方向が平行、直角の場合を試験し、表6に示した。両者間で大きな差異はなく、平行方向がいくぶん高めの値が得られた。そのため図4には平行方向の結果のみを示している。

K_{IC} の鋼種、強度水準および溶接施工による変化は、切欠引張強さの変化と類似の傾向を示している。すなわち、母材の K_{IC} は9 Ni-4Co系鋼より18 Niマルエージ鋼のほうがややすぐれ、また18 Ni マルエージ鋼では溶接金属部の K_{IC} 低下が顕著であるのに対し、9 Ni-4 Co 系鋼では溶接熱影響部の K_{IC} 低下が顕著であるなどの点である。また、図中に18 Ni マルエージ鋼母材の正確な K_{IC} が求められている場合の $K_{IC}-\sigma_0.2$ 曲線を点線で示している⁶⁾が、今回の試験では、いくぶん高めの値が得られている。この現象から類推しても、 K_{IC} が切欠引張強さとまったく類似の挙動を示す1つの要因として、試験片の板厚が十分でないことにより十分な平面歪の応力状態が得られてなく、亀裂先端でかなりの塑性変形が生じていることも考慮する必要があると思われる。

3.4 平面応力破壊靱性 (K_C) 試験

K_C 試験は米国産の HP 9-4-25, 18 Ni 200, 18 Ni 250, 3 鋼種の溶接継手について行なった。しかしそのうち、18 Ni マルエージ鋼はすべてピン部で破断し、

K_C を求めることができなかつたので、HP 9-4-25 の結果のみを表7に示した。この K_C 試験は、切欠引張強さからも明らかなように全面降伏が生じる以前に不安定破壊が発生しており、この試験片寸法で正確な K_C 値が得られたものである。

溶接熱影響部の K_C は溶接金属部よりも小さい。この傾向は K_{IC} のそれと一致している。また K_C/K_{IC} の比は前者で1.41、後方で1.46である。この値は今までに報告⁷⁾されている4/3~2の下限値に相当している。母材の K_C 試験を行なっていないので断言はできないが、今までに公表されたデータ⁷⁾から考慮すると、この溶接継手の K_C/K_{IC} の比は母材よりかなり小さいものと考えられる。このように、溶接継手の K_C は母材よりかなり低下する懸念があることを実際の設計応力の決定に際しては考慮する必要があるだろう。

3.5 遅れ破壊試験

まず母材の遅れ破壊強さを、母材の引張強さを基準として図5に示した。図中の0 minでの遅れ破壊強さとは、大気中での切欠引張強さである。

図5a)に示したように、18 Ni 200では10 000 min遅れ破壊強さにおいても切欠強化現象が生じているが、18 Ni-Jは10 000 minになると切欠弱化する。そして、18 Ni-J, 18 Ni 250と強度水準の上昇に伴って長時間側の遅れ破壊強さの低下する傾向が大きくなる。9 Ni-4 Co系鋼はすでに0 minで切欠弱化状態にあり、なかでもHP 9-4-25は長時間側での遅れ破壊強さが減少する傾向がいくぶん大きいと思われる。それに対しPZは、時間依存性が小さく、同強度水準の18 Ni-Jに比較しても遜色ないと思われる。しかし、18 Ni マルエージ鋼と9 Ni-4-Co系鋼の遅れ破壊感受性を比較するには、0 minでの切欠感受性がすでに異なるため、上に掲げた図のみでは不十分である。そのため、遅れ破壊感受性をより明らかに表現するため、0 min遅れ破壊強さ(σ_{D0})に対する10 000 min遅れ破壊強さ(σ_{D10000})の比、 $\sigma_{D10000}/$

Table 7. The results of the fracture toughness test under plane stress condition of HP 9-4-25.

Part	Initial crack length (mm)	Final crack length (mm)	Load at unstable point (kg)	Notch tensile strength (kg/mm^2)	K_C ($\text{kg}/\text{mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$)	Mean value of K_C ($\text{kg}/\text{mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$)
H. A. Z.*	32.3	46.1	32 800	73.5	468	450
	35.8	50.7	27 800	66.7	433	
W. M.**	38.2	52.2	32 900	80.2	513	550
	34.2	51.9	37 000	86.8	588	

* heat affected zone

** weld metal

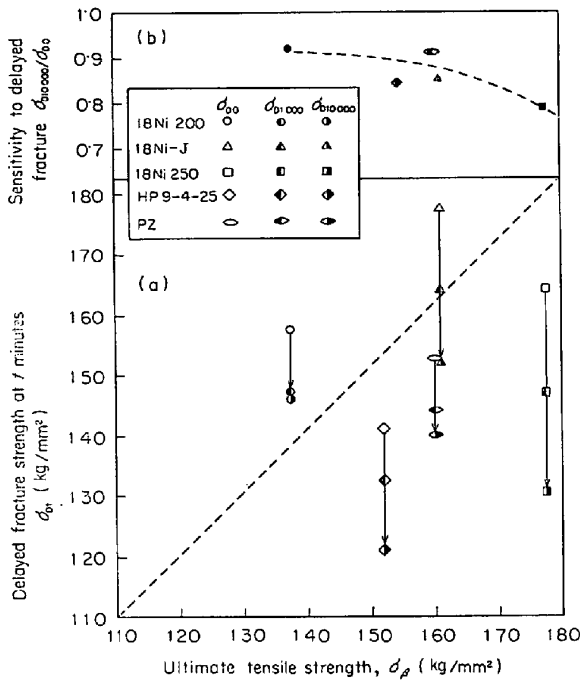


Fig. 5 Correlation of the ultimate tensile strength of the base metals with the delayed fracture strength (a) and the sensitivity to the delayed fracture (b).

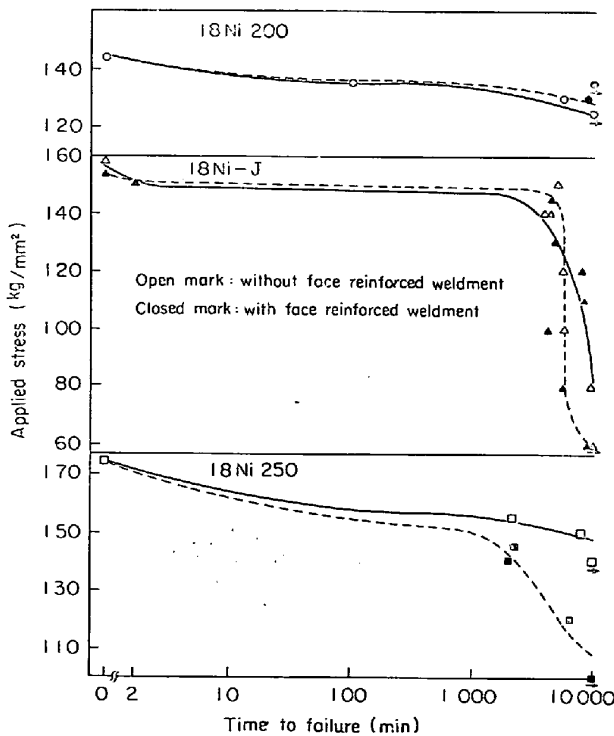


Fig. 6 The failure time vs. applied stress for the delayed fracture of the welded joint of 18 Ni maraging steels. The open and closed marks illustrate the effect of the face reinforced weldment.

σ_{D0} を求め、図 5 (b) に示した。これから明らかなように、遅れ破壊感受性は 18 Ni マルエージ鋼と 9 Ni-4-Co 系鋼では本質的な差はないと言えるであろう。

つぎに、溶接継手の遅れ破壊試験結果を図 6~8 に示した。2.4 項で述べたように、溶接継手試験には、余盛を板面まで削除した試験片と余盛を残したままの試験片

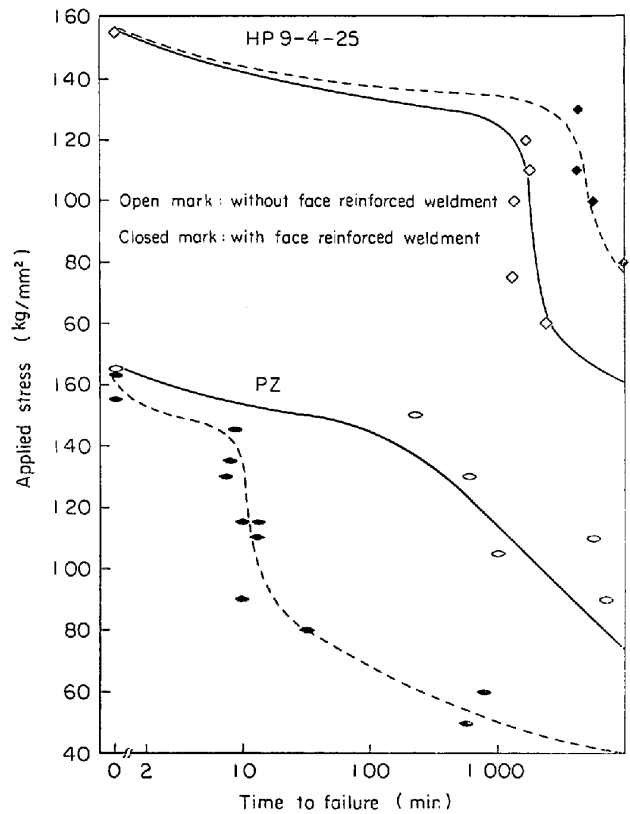


Fig. 7 The failure time vs. applied stress for the delayed fracture of the welded joints of the steels of 9 Ni-4 Co series. The open and closed marks illustrate the effect of the face reinforced weldment.

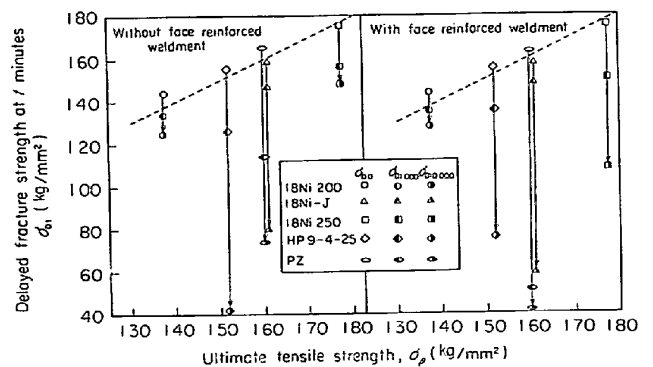


Fig. 8 Correlation of the ultimate tensile strength of the base metals with the delayed fracture strength for the welded joints with and without the face reinforced weldment.

を用いた。そのため、図中の 0 min 遅れ破壊強さとは、大気中での溶接継手引張強さのことである。

まず、18Ni マルエージ鋼と 9Ni-4Co 系鋼の負荷応力と破断時間との関係（遅れ破壊曲線）を図 6, 7 に示した。18Ni マルエージ鋼中で、強度の低い 18Ni 200 は余盛付のほうがいくぶん遅れ破壊強さは高く、18Ni-J では両者の関係が約 6000 min で逆転し、18Ni 250 では余盛を削除したほうが明らかに高くなる。同様な傾向が 9Ni-4Co 系鋼でも明りように認められる。この現象は、強度水準が低いときには余盛による切欠強化現象が生じ、強度水準の上昇に伴い切欠弱化するためである。とくに、PZ は切欠弱化傾向が著しく大きいのが特徴である。これらの遅れ破壊曲線から 1000, 10000 min 強度を求め、余盛削除、余盛付の別に、母材の引張強さを基準として総括的に示したのが図 8 である。上述した現象が明りように示されているとともに、強度水準を勘案しても、9Ni-4Co 系鋼溶接継手の強度は 18Ni マルエージ鋼よりかなり劣ることが示されている。また、18Ni マルエージ鋼の中では、国産の 18Ni-J のみが 1000 min から 10000 min の間で強度が大きく低下するのが際立っている。18Ni マルエージ鋼において国産鋼が米国産鋼より性能が劣化する現象は、継手引張強さにおいてはいうまでもなく、切欠引張強さ、 K_{IC} 、母材遅れ破壊強さでも認められない現象である。溶接継手の耐遅れ破壊性におよぼす各因子の影響はきわめて複雑だと思われるが、1つだけ異なる顕著な点は、国産鋼は米国産鋼より不純元素として C 量が低いことである。したがって、耐遅れ破壊性は、単純に不純元素量を低減すれば改

善される性質のものでないことを銘記する必要があると思われる。

3.6 シャルピー衝撃試験

図 9 に、吸収エネルギーと試験温度の関係を示した。いずれの鋼も吸収エネルギーの値そのものが小さく、しかも遷移現象を示さない。強度水準を勘案すると、18Ni マルエージ鋼の吸収エネルギーは 9Ni-4Co 系鋼よりいくぶんすぐれていると思われる。

3.7 破面観察

母材の常温引張試験片と K_{IC} 試験片の破面のみを観察した。引張試験片ではノーマルラプチャー部、 K_{IC} 試験片では疲労亀裂先端の不安定破壊が生じた部分を観察したが、両者間でほとんど差異は認められなかった。そのため、18Ni-J と PZ の K_{IC} 試験片の破面を代表例とし

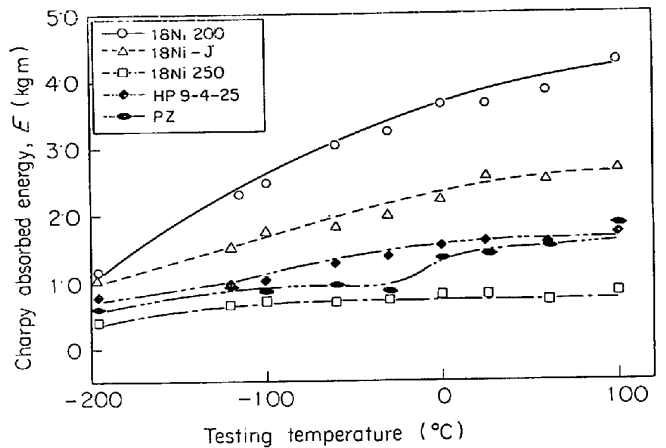


Fig. 9 Temperature dependence of the Charpy absorbed energy.

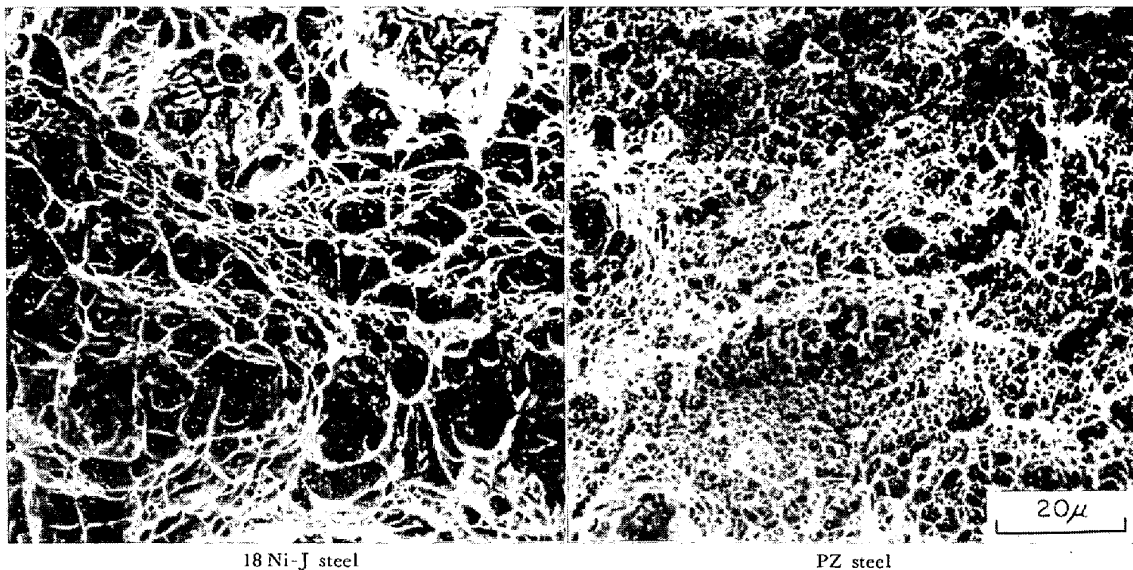


Photo. 1. Scanning electron microfractographs of the the fracture surface adjacent to the fatigue cracked region in the specimen of the fracture toughness test under plane strain condition.

て Photo. 1 に示した. 18-J と PZ を選んだのは, ほぼ同一強度水準で 18 Ni マルエージ鋼と 9 Ni-4 Co 系鋼の破面を比較するためである. これらの破面はいずれも典型的なディンプル破壊である. そして, 9 Ni-4 Co 系鋼は 18 Ni マルエージ鋼よりもディンプルが著しく細くなる傾向がある. このように, これら超強力鋼では不安定破壊が生じた破面も一般にディンプル破壊になる特徴がある.

4. 考 察

18 Ni マルエージ鋼では溶接熱サイクル中 650°C 程度に加熱された熱影響部に, 拡散反応により安定な逆変態 γ 相が析出し, その後時効しても硬化せず, 軟化層が形成される傾向がある⁸⁾. そのため, 溶接継手効率は 90% 程度にまで低下することが多数報告⁸⁾⁹⁾ されている. しかし, 本試験結果では, いずれの 18 Ni マルエージ鋼も 100% に近い継手効率が得られ, 非常に注意深く, 溶接入熱を制限した状態で施工していることが理解されるであろう.

このように 18 Ni マルエージ鋼では溶接熱サイクルにより熱影響部に軟化層が形成されるのに対し, 9 Ni-4 Co 系鋼では焼入硬化層が形成される. この差が, 9 Ni-4 Co 系鋼では熱影響部での切欠感受性が著しく増加する原因である. とくに, PZ 鋼の余盛付試験片の遅れ破壊感受性が著しく増加するのは, この焼入硬化層の形成に加え, 切欠による効果が相乗的な影響をおよぼすためだと思われる.

一方, 18 Ni マルエージ鋼では溶接金属部の切欠感受性が大きくなるが, その原因は次のように考えられる¹⁰⁾. 溶接金属部は 鑄造組織を呈し, 合金元素が偏析している. そのため, 通常の 480°C × 3~10 hr 時効で母材に γ 相が生成しないときでも, 溶接金属部では局部的に変態温度が低下しており, γ 相が形成される. この γ 相自体は基質に比して軟らかい相ではあるが, 基質と著しく塑性挙動が異なるため, 応力集中源となり, ボイドの発生が容易になる. しかも, 破面観察の項でも示したように超強力鋼では低応力下の不安定破壊の場合にも, へき開でなく, ディンプルを主体とした破壊様式をとる特徴がある¹¹⁾. したがって, ディンプルの核発生が著しく促進されることは, 直接切欠感受性の増大, 脆性破壊に結びつく傾向が強いものと考えられる.

最後に, 実測した K_{IC} から不安定破壊が発生しないで許容しうる限界亀裂長さを推定した. その場合, 平面歪状態から直接最終不安定破壊が生じ, しかも無限板に引張強さ (σ_B) の 1/3 の応力を負荷した場合を想定した.

Table 8. The critical crack length for the base metals (B.M.), the weld metals (W.M.) and the heat affected zone (H.A.Z.) under an applied stress $\sigma_B/3$; The calculation was made according to the relation $K_{IC} = \sigma_C \sqrt{\pi C}$

Steel	Applied stress (kg/mm ²)	Critical crack length (mm)		
		B. M.	W. M.	H. A. Z.
18 Ni-J	53	23	11	27
18 Ni 200	46	43	28	—
18 Ni 250	59	12	4	9
PZ	53	17	17	11
HP 9-4-25	51	22	17	12

したがって, $K_{IC} = \sigma_C \sqrt{\pi C}$ (σ_C : 負荷応力, C: 限界亀裂長さ) の関係式から限界亀裂長さを求め, 表 8 に示した.

これらの値自体はかなり大きく, 現在の非破壊検査技術水準をもつては, 十分に検出可能な値だと思われる. しかし, 限界亀裂長さは K_{IC}/σ_C の 2 乗に比例するため, K_{IC} のわずかな減少, 設計許容応力のわずかな増加といえども, 限界亀裂長さに対して著しい影響を与えることを銘記する必要がある. そのような意味から, 18 Ni マルエージ鋼の溶接金属部, 9 Ni-4 Co 系鋼の熱影響部の切欠靱性の改善が最も重要な課題であることを強調したい.

5. ま と め

国産超強力鋼と米国産超強力鋼, 18 Ni マルエージ鋼と 9 Ni-4 Co 系鋼の性能の比較および確認を目的として, 5 鋼種の母材と溶接継手の切欠靱性を中心とした性質を検討した. その結果次のことを明らかにした.

1) 18 Ni マルエージ鋼, 9 Ni-4 Co 系鋼のいずれにおいても, 国産鋼は米国産鋼と同程度の性能を有し, まつたく遜色がない.

2) 18 Ni マルエージ鋼は 9 Ni-4 Co 系鋼より全般的に切欠靱性がすぐれている.

3) 18 Ni マルエージ鋼では溶接金属部, 9 Ni-4 Co 系鋼では溶接熱影響部の切欠靱性の低下が重要な問題である.

この試験研究は, 昭和 44 年度科学技術庁特別研究促進調整費による“ロケット構造材料の軽量化に関する総合研究”の一環として行なつたものであり, 多大のご協

力をたまわつた宇宙開発事業団, (株)神戸製鋼所, 新日鉄(株), 石川島播磨重工(株)の多くの関係者に感謝の意を表します. とくに, 米国からの材料輸入に多大のご援助をたまわつた石川島播磨重工(株), 米国産 18Ni マルエージ鋼の溶接継手の作成を引受けていただいた(株)神戸製鋼所に対し, 深く感謝の意を表します. さらに多くの試験片の加工を行なつていただいた当研究所技術課工作係の諸氏および試験に協力された材料強度部武藤功氏に深く感謝いたします.

文 献

- 1) H. K. WHITFIELD: AIAA 4th Propulsion Joint Specialist Conference, Paper No 68-654 (1968)
- 2) 安藤: 機械学会誌, 70 (1967), p. 19
- 3) 田知本, 栗山, 内木, 片山: 石川島播磨技報, 10 (1970), p. 25
- 4) 金沢, 中島, 上野, 田辺, 大野, 矢竹, 佐藤, 宇田川: 製鉄研究, 273 (1971), p. 9922
- 5) ASTM: 1970 Book of ASTM Standards Part 31, p. 911
- 6) J. E. SRAWLEY: Proceedings of the Second International Conference on Fracture, Brighton, Sursex, England, (1969), Paper 12
- 7) Aerospace Structural Metals Handbook, vol. 1 (1966) alloy code 1220, 1221
- 8) F. H. LANG and N. KENYON: Welding Research Council Bulletin 159 (1971) Feb., p.1
- 9) Z. P. SAPERRSTEIN, W. V. MIXON and F. T. WIMMER; "Application of Fracture Toughness Parameter to Structural Metals" Metallurgical Society Conference vol. 31 (1966) Gordon & Breach
- 10) N. KENYON: Welding J. Research Supplement, 47 (1968), p. 196-s.
- 11) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr. : Fracture, VI (1968), p. 137, [Academic Press]