

論 文

UDC 669.15'24'26'-192 : 621.785.78

極低炭素ニッケルクロム鋼の析出強化*

木村 勲**矢田 浩***本田三津夫***

Strengthening of Ultra-low Carbon Ni-Cr Steel by Precipitation Hardening

Isao KIMURA, Hiroshi YADA, and Mitsuo HONDA

Synopsis:

In order to obtain a new age-hardening steel, a study was carried out to modify the strong and tough matrix of 18Ni maraging steel by reducing Ni content, addition of Cr, etc. It was proved that the Ni-Cr matrix steels with Ni content as low as 6 to 10% and Cr content of over 4% exhibited massive martensite structure similar to the high Ni steel, and promising mechanical properties. Then it was studied to strengthen this matrix by the addition of various elements which are expected to give precipitation hardening. It was shown that the most effective strengthening was obtained by the combined addition of Mo and Co, and a composition of ultra-low carbon 8Ni-6Cr-9Co-6Mo was finally obtained to give 180 kg/mm² as ultimate tensile strength. This steel exhibited mechanical properties no inferior to those of 18Ni maraging steel and showed better corrosive properties.

(Received Aug. 19, 1971)

1. 緒 言

近年主として航空宇宙用の構造材料として種々の超高張力鋼が開発されているが、そのうちでとくに注目を集めているのが、18Ni 系に代表される一連のマルエージング鋼である^{1)~3)}。この鋼は米 INCO 社で開発されたもので、従来の鋼とはまったく異なつた原理にもとづく高合金鋼であり、溶体化処理後冷却速度のいかにかわらず極低炭素 Ni マルテンサイト組織 (組織の形態からマッシュマルテンサイトと呼ぶ) となるが、この組織は可動転位密度が大で、比較的軟かく延性、靱性に富み加工、溶接性が良好である。これを 500°C 前後で数時間時効処理することにより高密度の転位を起点として、Mo, Al, Ti などの金属間化合物が析出し、熱処理歪をとまわずに高い強度レベルに強化することができる。

本研究はマルエージング鋼のすぐれた特性がその基地組織 (マトリクス) である極低炭素高 Ni マルテンサイトに負うところが大きいことに着目し、このような基地組織を得るためのマトリクス成分系ならびにこれに対する強化元素の効果について研究し、新しい時効硬化性超高張力鋼開発の可能性を検討したものである。

2. マトリクスの検討

極低炭素マッシュマルテンサイト組織は、一般に鉄に対する固溶度が大きく、鉄の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度を低下させ

る合金元素を適量添加することによつて得られるが⁴⁾、工業的に利用可能な元素として Ni のほかに Cr, Mn が挙げられる。これまでマルエージング鋼のマトリクスとしてよく研究されている極低炭素 Fe-Ni 系に対し、極低炭素の Fe-Cr 系, Fe-Mn 系, Fe-Ni-Cr 系, Fe-Ni-Mn-(Cr) 系について組織状態および機械的性質について検討を行なつた。その結果、Fe-Ni-Cr 系が広い組成範囲で Fe-18Ni 系と同様のマッシュマルテンサイト組織を示し、良好な機械的性質を有することがわかつた。その他の系でもマッシュマルテンサイト組織を示す組成範囲はあるが、Fe-Ni-Cr 系に対し靱性・延性が著しく劣る結果を示した⁵⁾。

Fig. 1 に Fe-Ni-Cr 系の 1000°C 溶体化処理後空冷状態における組成と組織の関係を示す。これより Ni, Cr の広い範囲にわたつてマッシュマルテンサイト組織が得られることがわかるが、機械的性質を検討した結果、Ni : 6~10%, Cr : 10~4% の範囲が延性、靱性にすぐれ新しい析出硬化型超高張力鋼のマトリクスとして有望であることがわかつた。

Table 1 は上記マトリクスの溶体化処理のままの機械的性質を Fe-18%Ni 系と対比して示したもので、18Ni 系

* 昭和45年10月本会講演大会にて発表
昭和46年8月19日受付

** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所技術研究所 工博

*** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所技術研究所

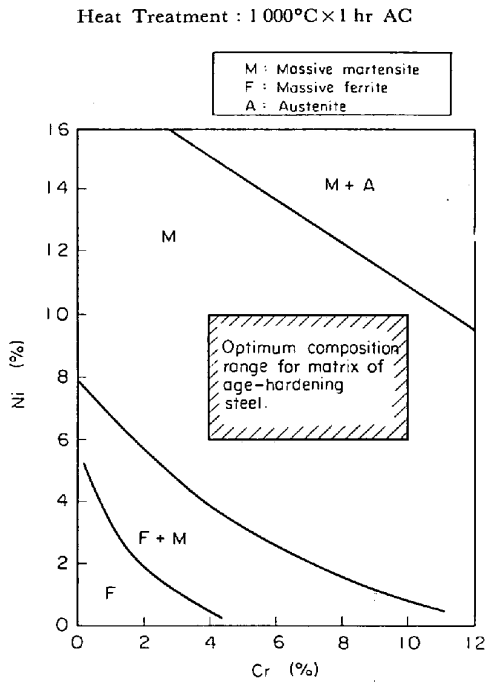


Fig. 1. Constitution diagram of Fe-Ni-Cr system. (C<0.02%)

Table 1. Properties of ultra-low carbon Ni-Cr steel.

Test Procedure : 10~20 k VIM → 7 kg Ingot → 13 mm thick plate
Heat treatment : 1000°C×1 hr AC

Composition	P. S. (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	El (%)	νE_0 (kgm)
<0.02C-6~10Ni-4~10Cr	70~80	80~90	20~25	13~20
<0.02C-18Ni	72	89	20	14

Specimen :
(Tensile test...Round bar, 8 mmφ)
(Charpy test...2 mm V notch)

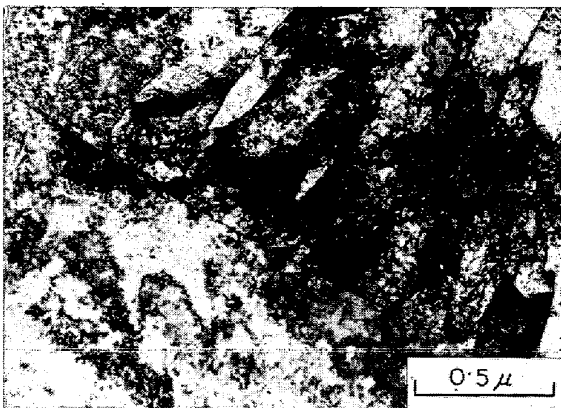


Photo. 1. Transmission electron micrograph of 8 Ni-6 Cr steel.

マトリクスと同等の特性を有することがわかる。

Photo. 1 に溶体化処理のままの薄膜の透過電顕組織を示

したが、18Ni 系と同様、高転位密度で lath 構造を示す典型的なマッシュマルテンサイト組織を示している。

3. 強化元素の検討

3.1 供試材

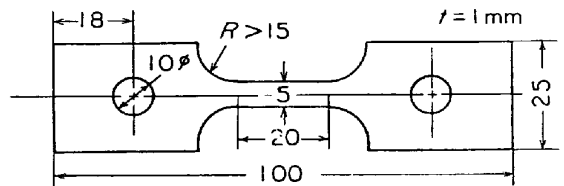
このような Fe-Ni-Cr 系マトリクスに対して、析出強化元素として Mo, Ti, Al, Be, Cu, Nb, V, W などを選び、また析出を促進させる元素として Co の添加を検討した。

Table 2 に強化元素とその添加量を示した。18Ni 系マルエージング鋼で有効な強化が得られている Co, Mo の複合添加を主として検討し、さらに 8 Ni-6 Cr-7 Co-4 Mo 系に対して補助強化元素としての Ti, Al, Nb, V, W, Si, Be について検討した。

Table 2. Composition of materials tested.

Base composition	Hardening elements	The amount of addition (wt%)
<0.02C-6~10Ni-4~8Cr	Co	0~15
	Mo	0~10
	Cu	0~1.5
	Al	0~0.5
	Be	0~0.15
<0.02C-8Ni-6Cr-7Co-4Mo	Ti	0~1.0
	Al	0~1.0
	Nb	0~1.0
	V	0~1.0
	W	0~6.0
	Si	0~2.0
	Be	0~0.15

① Smooth tensile test specimen. (NASA type)



② Notched tensile test specimen. (NASA type)

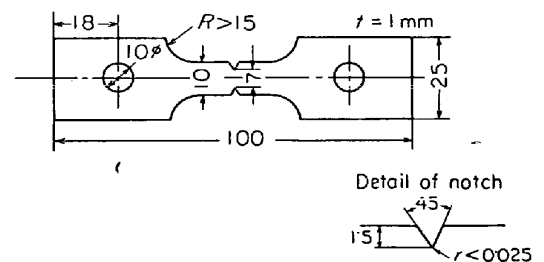


Fig. 2. Tensile test specimen.

供試材はいずれも 10~20 kg 真空溶解炉で溶製し 7 kg 鋼塊に造塊後、熱間で 13 mm および 4 mm の鋼板に圧延して試験に供した。1000°C×1 hr の溶体化処理後、4 mm 材より Fig. 2 に示す NASA 型の引張試験片*を、13 mm 材より JIS 4号衝撃試験片を採取し、500°C×3 hr AC の時効後試験を行なった。

3.2 実験結果

Co, Mo の複合添加効果を Fig. 3・4 に示す。Fig. 3 は 8 Ni-5~6 Cr 系マトリクスに対し Co を 7% 添加した場合の Mo の効果で、引張強さ (T.S.) は Mo 増量とともに著しく増大し Mo 7% で約 200 kg/mm² の強度が得られるが、7% 以上で強化はほぼ飽和に達し、9% まで増量すると低応力破壊を起こして引張応力は逆に低下する。一方切欠引張強さ (N.T.S.) は Mo 7% まで T.S. に比例して上昇するが、Mo をさらに増量すると急激に低下する。この結果から Mo 添加量の上限は 7% 程度と考えられる。

Fig. 4 は Mo を上記最適範囲内の 6% として Co の効果を検討した結果で、T.S. は Co 添加量とともに直線的に上昇し 15% の添加で 220 kg/mm² の強度が得られる。これに対し N.T.S. は 7% 程度までは T.S. とほ

Base composition : <0.02 C-8 Ni-5~6 Cr-7 Co
Heat treatment : 1000°C×1 hr AC→500°C×3 hr AC

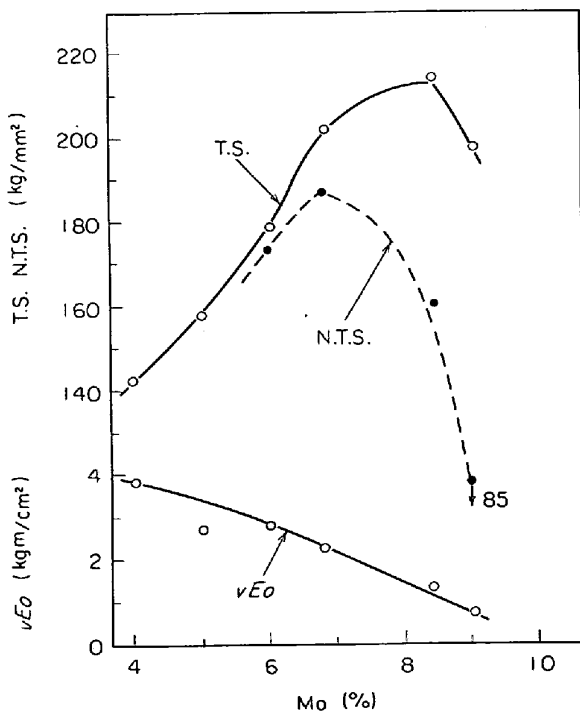


Fig. 3. Effect of Mo on the strength and notch toughness of 8 Ni-5~6 Cr-7 Co steel.

* 超高張力鋼では靱性の尺度として切欠に対する感受性を評価する必要があるが、通常のVノッチシャルピー試験のみでは正しい評価は困難とされているので、NASA型の切欠引張試験による評価を行なった。

Base composition : <0.02 C-8 Ni-5~6 Cr-6 Mo
Heat treatment : 1000°C×1 hr AC→500°C×3 hr AC

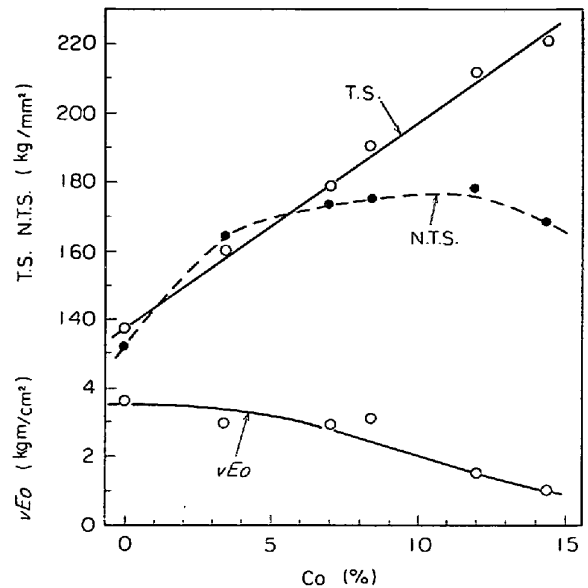


Fig. 4. Effect of Co on the strength and notch toughness of 8 Ni-5~6 Cr-6 Mo steel.

ぼ比例して上昇するが、これ以上で飽和に達し切欠感受性の増大を示し 15% 程度になると減少する傾向を示す。また 0°C の衝撃値 (νEo) は 9% 程度まではほぼ変わらないが、それ以上で急激に低下する。この結果から Co の添加量の上限は 9% 程度と考えられる。同様の検討をマトリクス成分の Ni-Cr 量を Table 2 に示す範囲内で変化させた場合について行なったが、ほぼ同様の結果が得られた。

以上のように Mo, Co の複合添加により切欠感受性の著しい増大をとまわずに 180 kg/mm² 程度まで強化できることがわかったが、さらに Mo, Co に対する補助強化元素の効果を検討した。ベース成分を高い強度水準にとると少量の強化元素の添加で切欠靱性が著しく低下し比較が行なえない恐れがあるため、Mo, Co をそれぞれ上記の添加量の上限より低いレベルで添加した <0.02 C-8 Ni-6 Cr-7 Co-4 Mo 系をベース成分系として選び、Ti, Al, Nb, V, W, Si, Be をそれぞれ Table 2 に示す範囲で添加した。各元素の強度上昇の効果を Fig. 5 に示す。Be, W は比較として示した Mo と同様添加量に比例して強化が大きくなるが、とくに Be は微量添加で強化が著しい。W が Mo にくらべて強化は 1/3 程度であり、W が Mo の約 2 倍の原子量を有することを考慮にいれ原子% 当たりの強化に換算しても Mo よりも強化作用は小さい。Al, Ti は高 Ni 系では微量の添加で著しい強化を示すことが知られているが、本実験では 0.3% 以下ではほとんど強化を示さず、1% 前後の

Base composition : $0.02\text{C}-8\text{Ni}-6\text{Cr}-7\text{Co}-4\text{Mo}$
Heat treatment : $1000^\circ\text{C} \times 1\text{ hr AC} \rightarrow 500^\circ\text{C} \times 3\text{ hr AC}$

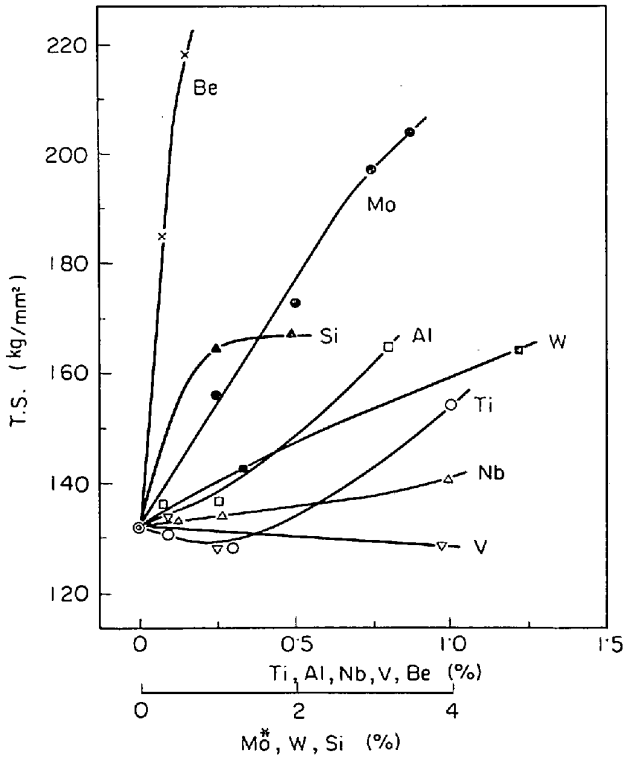


Fig. 5. Strengthening effect of various hardening elements.

*(Amount of addition over 4% for Mo)

添加で $20 \sim 30\text{ kg/mm}^2$ の強化が得られるが、強化作用は高 Ni 系よりも小さい。Nb, V は 1% までの添加でまったく強化が見られなかつた。Si は 1% の添加で約 30 kg/mm^2 の強化を示すが、強度上昇はそれ以上の添加で飽和する特異な挙動を示す。

Fig. 6 に以上の強化元素についての検討結果を強度と切欠靱性の関係で示した。一般に析出強化により切欠靱性は著しく低下するが、Co, Mo の複合添加が強化にともなう靱性の低下を最も小さくし、他の強化元素に比べ同じ強度レベルで比較すると最も良好な靱性を示す。比較に示した Mo 単独添加系に比べても Co の添加により靱性を著しく低下させずに強化がはかれることがわかる。Fig. 5 に示した補助強化元素で強化した場合はいずれも靱性の低下が大きい。極低炭素 8Ni-Cr 系に対し Be の単独添加、あるいは低合金鋼で析出強化を示すことが知られている Cu, Al の添加についても実験を行なったが、いずれも強化にともなう靱性の低下が著しかった。

Fig. 7 に検討した成分系のうち代表的なものについて、ASTM 型両側切欠破壊靱性試験片を用いて破壊靱性を求めた結果を引張強度に対してプロットして示し

Base composition : $0.02\text{C}-8\text{Ni}-4\sim 6\text{Cr}$
Heat treatment : $1000^\circ\text{C} \times 1\text{ hr AC} \rightarrow 500^\circ\text{C} \times 3\text{ hr AC}$

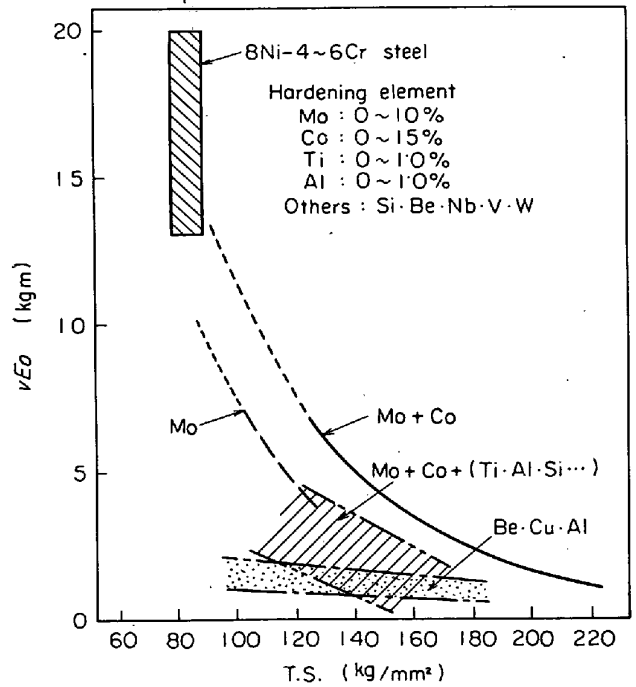
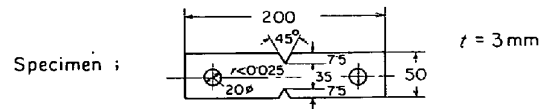


Fig. 6. Effect of hardening elements on the strength and notch toughness of 8Ni-4~6Cr steel.



Heat treatment : $1000^\circ\text{C} \times 1\text{ hr AC} \rightarrow 500^\circ\text{C} \times 3\text{ hr AC}$

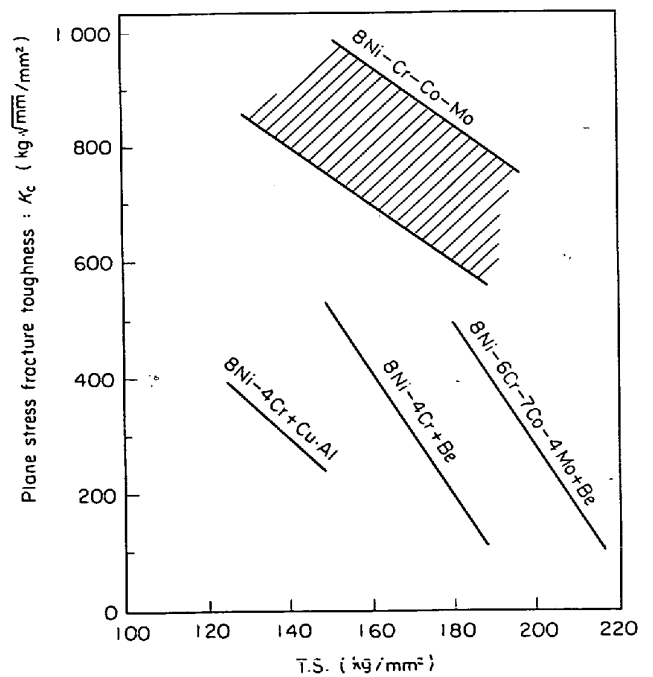


Fig. 7. The relation between strength and plane stress fracture toughness (K_c) for various systems of age-hardened 8Ni-Cr steels.

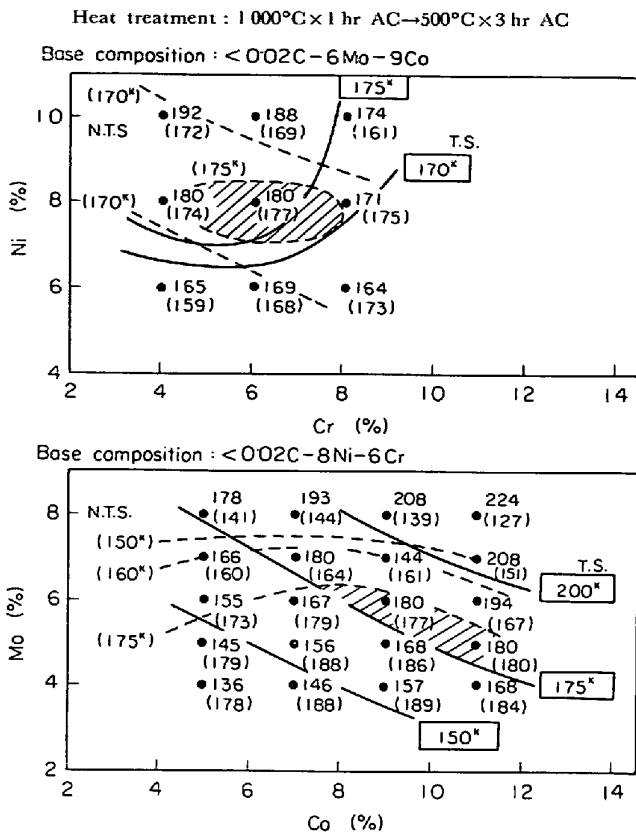


Fig. 8. The effect of Ni, Cr, Mo and Co on the mechanical properties at aged state. (after statistical analysis of experimental data)

た. Fig. 6 と同様 Co-Mo の複合添加系が 140~200 kg/mm² の引張強度レベルで最も良好な破壊靱性を示す

ことが確認された.

以上の実験結果から実験誤差の要因を除いて超高張力鋼としての最適成分系を決定するため, 良好な特性を示した Ni-Cr-Co-Mo 系を中心に約 60 の試作鋼について, 成分元素量を基本変数とし時効後の T.S. および N.T.S. を特性値とした重回帰分析を行なった.

その結果から成分元素による特性値の変化を計算した結果の一例を Fig. 8 に示す. 切欠靱性の基準として N.T.S. が T.S. と同程度必要と仮定すると, 引張強さ 170~180 kg/mm² 級の超高張力鋼として図中ハッチで示した範囲が適当と考えられる. 選定された最適成分範囲を Table 3 に示した.

4. 材質特性

170~180 kg/mm² 級の強度を有する超高張力鋼として上記 Table 3 に示す成分系が得られたので, この材質特性を確認するとともに, 18%Ni マルエージング鋼の特性と対比して検討した.

4.1 供試材

Table 4 は供試材の化学成分を示す. 溶製は 100 kg 真空溶解炉で行ない Table 5 に示す工程で板厚 13 mm および 4 mm の鋼板を製造した. 熱処理は Table 6 の条件で行なった.

4.2 実験結果

Table 7 に変態点を示したが, 本鋼種は 18Ni 系に比べ A_s, M_s 点がやや高く, おそらく析出の開始に相

Table 3. Optimum composition range.

Chemical composition (%)									Predicted properties		
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	T.S. (kg/mm ²)	N.T.S. (kg/mm ²)	N.T.S./T.S.
<0.02	<0.1	<0.1	<0.01	<0.01	7/9	4.5/7	5/6	8/11	≥175	≥175	~1

Table 4. Chemical composition.

Steel	Mark	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	Ti	Al
8Ni-6Cr	A	0.012	0.030	0.05	0.003	0.007	8.57	5.81	5.53	9.38	0.12	0.031
	B	0.004	0.022	0.02	0.003	0.011	8.03	5.88	6.10	9.17	—	0.004
18Ni	C	0.015	0.027	0.05	0.002	0.008	18.29	—	4.61	9.15	0.54	0.162

Table 5. Test procedures.

Melting (100 kg VIM)	→	Slabbing (Hot rolled to 60 mm thick slab.)	→	Finish rolling (Hot rolled to 13 mm and 4 mm thick plates.)
----------------------	---	--	---	---

Table 6. Heat treatment.

Steel	Solution annealing	Aging
8Ni-6Cr	950°C×1 hr AC	525°C×3 hr AC
18Ni	820°C×1 hr AC	480°C×3 hr AC

Table 7. Transformation temperatures.

Steel	Mark	P_s^* (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)
8Ni-6Cr	A	486	622	793	296
	B	476	618	823	258
18Ni	C	455	580	781	253

* Initial deflection point of dilatation curves
Apparatus: Leitz dilatometer
Heating rate: 3.3°C/min

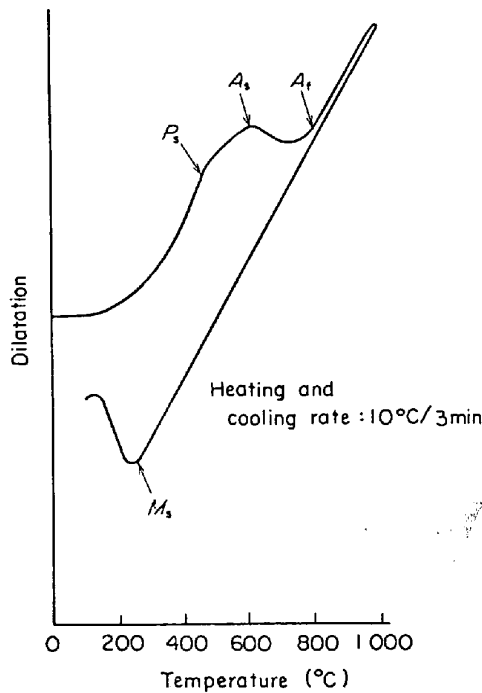


Fig. 9. An example of dilatation curve of 8 Ni-6 Cr maraging steel.

当すると思われる P_s 点もやや高い. Fig. 9 に熱膨張曲線の一例を示す.

Table 8 に両鋼種の溶体化処理ままの材質特性を示すが, 本鋼種は良好な延・靱性を示し, 18Ni 系マルエージング鋼と同様の特徴を有している.

時効後の引張試験, 衝撃試験, 破壊靱性および耐食性

試験結果を一括して Table 9 に示した. これより本鋼種は 18Ni 系マルエージング鋼にくらべ, 同じ強度レベルで伸び・切欠靱性および破壊靱性は同等あるいはこれを上回る特性を示している. 降伏比が低く, 耐力は 18Ni 系にくらべ低めであるが, 均一伸びが大きい点が特徴の一つである. 耐食性については大気中曝露のほか, 酸性溶液中で検討したが, 18Ni 系マルエージング鋼にくらべ良好な耐食性を示した.

Photo. 2 および Photo. 3 は両鋼種の光学および透過電子顕微鏡組織である. 溶体化処理 ままでは本鋼種は 18Ni 系マルエージング鋼と同様典型的なマッシュマルテンサイト組織を示している. 時効状態では, いずれも時効硬化に対応し高密度の微細析出が観察されるが, 本鋼種の時効析出物の形態は 18Ni 系マルエージング鋼とやや異なっている. 析出相は Fe_2Mo Laves 相であることを確認した⁸⁾.

Table 10 は TIG 溶接継手についての予備試験結果で, 溶接欠陥はみられず, 健全な継手が得られたが継手強度および溶着鋼の衝撃値は母材にくらべやや低くなった. 溶接材料および溶接条件についてはさらに詳細な検討が必要と考えられる.

5. 考 察

5.1 Ni-Cr 量と時効後の特性

Fe-Ni-Cr 系は Fig. 1 に示すように広い成分範囲でマッシュマルテンサイト組織を示すが, 析出硬化型超高張力鋼のマトリクスとしては Fig. 8 に示すように 8Ni-6Cr 系が良好な特性を示す. このことは Fe-Ni 系において Fig. 1 に示すように Ni 8% 以上ならばマッシュマルテンサイト組織となるが, 析出硬化型超高張力鋼としては 18Ni 系が開発されていることと対応している. この理由として変態温度の影響⁹⁾ が考えられるが, Fig. 10 に Fig. 8 に相当する Ni-Cr 量とマルテンサイト変態点 (M_s) との関係を示した. Fig. 8 と比較すると M_s 点と切欠引張強さとの間に相関が認められ, 良好な切欠強度を示す範囲は M_s 点 250~300°C の領域に対応して

Table 8. Properties of solution treated steels (4 mm thick plate).

Steel	Mark	Tensile test			2 mm V-notch charpy test
		P.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El* (%)	vE_0^{**} (kgm/cm ²)
8Ni-6Cr	A	83.2	97.1	16.1	26.4
	B	86.8	106.9	11.3	14.7
18Ni	C	83.3	102.8	15.0	13.6

* Gauge length 50 mm

** 3 mm sub-size specimen

Table 9. Properties of aged steels.

(1) Tensile and impact properties.

• 4 mm thick plate

Steel	Mark	Tensile test (flat bar specimen)			Notch tensile test (NASA type specimen)		2 mm V-notch charpy test
		P.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El.* (%)	N.T.S. (kg/mm ²)	N.T.S./T.S.	vE_0^{**} (kgm/cm ²)**
8Ni-6Cr	A	164.7	181.0	9.4	200.8	1.11	3.9
	B	166.4	183.6	9.3	—	—	2.5
18Ni	C	180.9	185.9	7.4	163.8	0.90	3.3

* Gauge length 50 mm

** 3 mm sub-size

• 13 mm thick plate

Steel	Mark	Tensile test (Round bar specimen)				2 mm V-notch charpy test
		P.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El.* (%)	Uniform El. (%)	vE_0 (kgm/cm ²)
8Ni-6Cr	A	170.0	186.0	16.5	6.7	2.6
	B	—	—	—	—	—
18Ni	C	185.6	189.9	10.1	2.1	2.6

* Gauge length 28 mm

(2) Fracture toughness (4 mm thick plate).

Steel	Mark	ASTM center cracked specimen*		ASTM surface cracked specimen*	
		Net fracture stress/ T.S.	K_C (kg $\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$)	Net fracture stress/ T.S.	K_{IC} (kg $\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$)
8Ni-6Cr	A	0.680	829	0.616	259
	B	—	—	0.701	337
18Ni	C	0.575	685	0.487	225

* Fatigue cracked

(3) Corrosion properties (4 mm thick plate).

Steel	Mark	Weight loss		
		Exposure in air (g/dm ² /6 Month)	10% HNO ₃ (g/cm ² /day)	2% H ₂ SO ₄ (g/cm ² /day)
8Ni-6Cr	A	0.48	0.07	0.07
	B	—	—	—
18Ni	C	1.24	0.63	0.18

いる。M_s 点と切欠引張強さがこのような対応を示す理由としては、マルテンサイト変態点が高い場合は変態後いわゆる Auto tempering による転位の再配列が起こりやすく、析出の起点となる有効な転位が少なくなるので一様な析出状態が実現されにくいのではないかと思われる。実際、Photo. 1 の 8Ni-6Cr 鋼 (M_s 点 375°C) と Photo. 3 の 8Ni-6Cr-9Co-6Mo 鋼 (M_s 点 258°C) とを比較すると、Photo. 1 ではやや転位の再配列が起つているようすが認められる。M_s 点が 200°C 以下になる

と切欠感受性が増大するのは、M_s 点は通常 A_s 変態点と相関があるので、M_s 点が低い材料では時効後 α→γ 拡散変態 オーステナイトが残留しやすくなり、これが 18Ni マルエージング鋼の溶接部で指摘されているように応力集中の原因となるのではないかと考えられる⁹⁾。

5.2 強化元素の効果

18Ni マルエージング鋼において強化に寄与する析出物は主として Ni₃Mo であることが知られているが⁹⁾、本鋼種においては Ni の含有量が少ないにもかかわらず

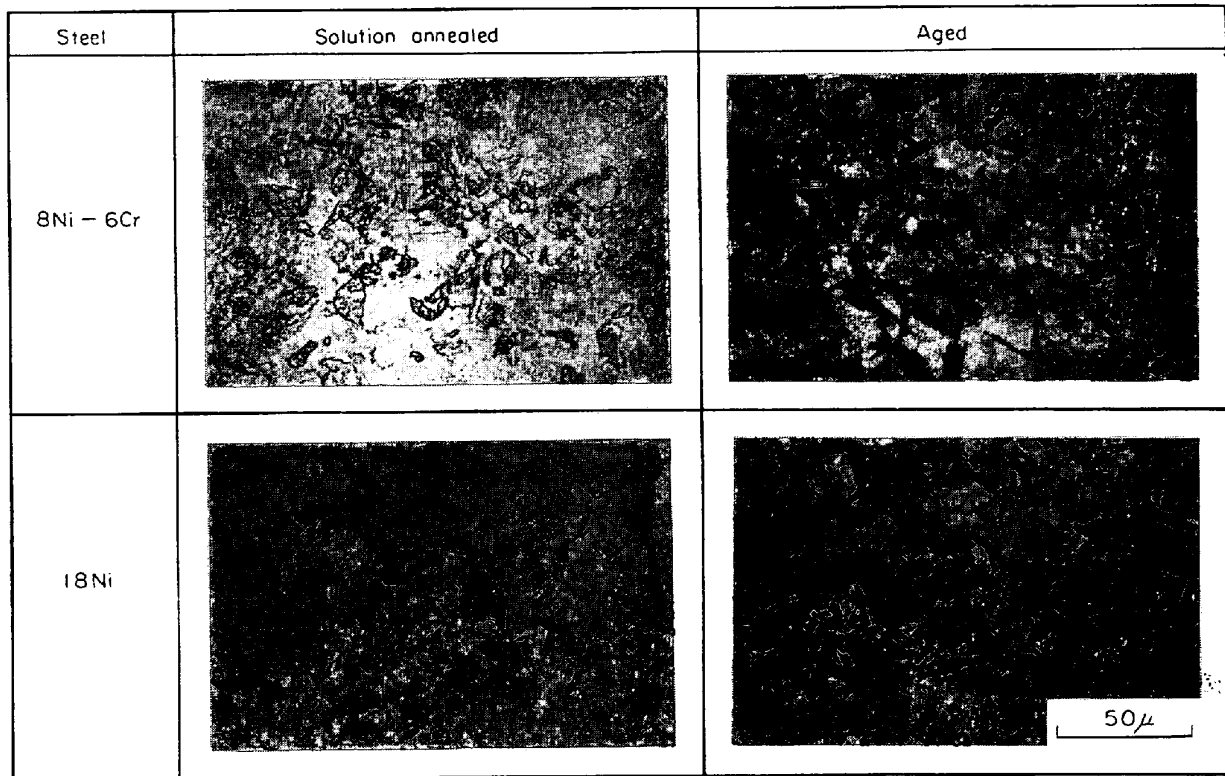


Photo. 2. Microstructures of 8 Ni-6 Cr maraging steel compared with 18 Ni maraging steel.

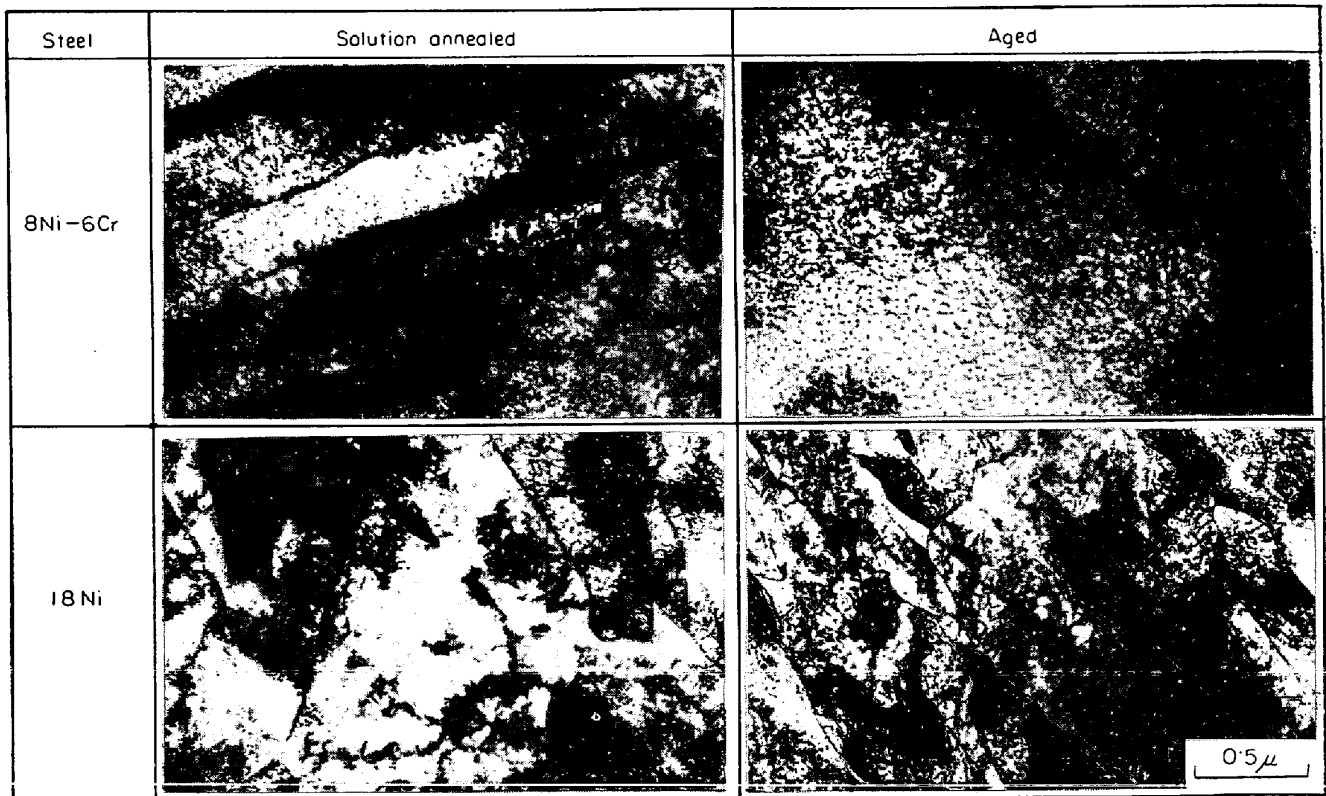
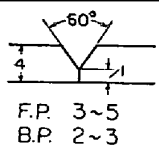


Photo. 3. Transmission electron micrographs of 8 Ni-6 Cr maraging steel compared with 18 Ni maraging steel.

Table 10. Properties of TIG weld of 8Ni-6Cr maraging steel.

(1) Welding procedures

Thickness (mm)	Joint geometry, No of welds	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/min)	Heat input (J/cm)	Feeding rate of wire (mm/min)	Argon flow rate (l/min)	Wire
4	 F.P. 3~5 B.P. 2~3	180~220	13~15	160~190	~9 600	200~300	10	The similar composition to base plate, 1.6 φ

(2) Mechanical properties

Mark	Tensile test			2 mm V-notch charpy test	
	T.S. (kg/mm ²)	Location of fracture	Joint efficiency (%)	vE_0^* (kg/cm ²)	
				Deposited metal	Base plate
A	170.4	deposited metal	94.0	1.3	3.9

* 3 mm Sub-size specimen.

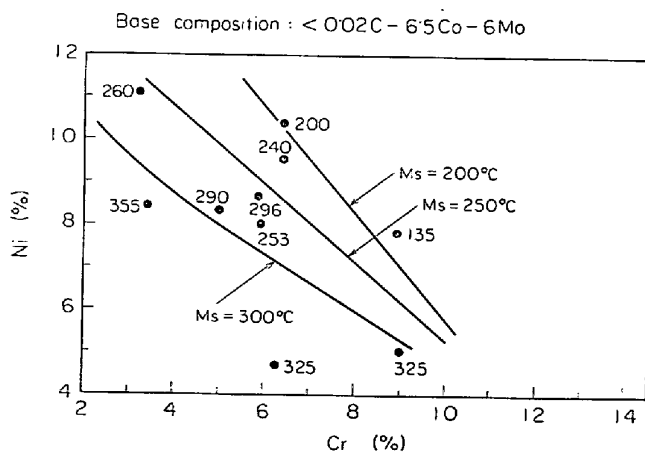


Fig. 10. Effect of Ni and Cr on the Ms temperatures of 6.5 Co-6 Mo steel.

ず、Co, Mo, の添加により 18Ni 系と同等の析出強化を示す。これは本鋼種では析出硬化に寄与する析出物が Fe_2Mo であるためと思われる。18Ni 系で析出強化をおこすとされている Ti, Al, Nb, V による強化作用¹⁰⁾が低 Ni-Cr 系では比較的小さいか、あるいはまったく見られないのは、これらの元素が 18Ni 系ではいずれも Mo と同様 A_3B の析出形態をとりやすく同時に析出するのではないかと考えられている⁹⁾のに対し、この鋼では Mo が Fe_2Mo として析出するためではないかと考えられる。

Be は本鋼種でも顕著な析出強化を示すが、これは Be 原子の大きさが Fe に比べ非常に小さいため、NiBe の析出が低 Ni 鋼でも急速に起こること¹¹⁾から当然と考えられる。Si も析出強化に寄与する結果が得られているが、この機構については今後さらに検討が必要である。

5.3 本鋼種の特徴

本鋼種は 18Ni 系マルエージング鋼とほぼ同等の機械的性質を示すが、降伏比が低く均一伸びが大きいことが特徴である。このことは Photo. 3 に示した時効硬化状態での微細組織の差によって説明できると思われる。18Ni マルエージング鋼は時効状態でも溶体化処理状態で見られるマルテンサイトの Lath 構造や、多数の転位線のコントラストがほとんどそのまま残っているのに対し、本鋼種ではこれらの格子欠陥がほとんどみられず、転位の回復がかなり進んでいる。また析出物も 18Ni 系にくらべてやや大きく、析出物も 18Ni 系では転位線上のみに析出しているのに対し、本鋼種ではマトリクス中にリボン状および球状の析出物が比較的均一に分散している⁹⁾。このように基地は組織の回復が進んでいるため比較的変形しやすく、しかも転位の析出物による固着がみられず、析出物もやや成長して coherent strain が失われているので塑性変形初期に転位の移動に対する拘束が比較的小さく、上記のような降伏挙動を示すものと考えられる。

このような微細組織の差が生ずる原因は本鋼種の時効温度 (525°C) が 18Ni 系の 480°C にくらべ高いことで説明できると思われる。本鋼種は前記 Table 7 に示したように $\alpha \rightarrow \gamma$ 拡散変態開始点を示すと考えられる A_s が 18Ni 系にくらべ高いため、等時間時効硬化曲線のピーク温度は比較的高温側にある⁹⁾。

一般に鋼材が高張力化すると均一伸びが小さくなり、降伏点をこえる応力が加わったとき、局部変形を起こして不安定破壊の発生につながる危険性が大きくなるが、本鋼種は均一伸びが大きく、不安定破壊に対して比較的

安全な材料と考えられる。

本鋼種は 18Ni 系マルエージング鋼に比べ良好な耐腐蝕性、耐酸性を示すが、これはステンレス鋼によく知られているように、Cr の腐食電位上昇効果により不働態化傾向を示しているものと考えられる。したがって本鋼種の不働態皮膜を侵す作用のある Cl⁻ イオンを多量に含む環境下で使用する場合には、電氣的防食などの手段を考慮する必要がある。

6. 結 論

既存の高 Ni マルエージング鋼の特徴を生かし、より広い成分範囲で析出硬化型超高張力鋼の可能性を検討し下記の結論を得た。

1) 従来マルエージング鋼のマトリクス成分系である極低炭素高 Ni 鋼に対し、Cr 数%以上の添加で Ni を 6~10% 程度に低減しても同様のマッシュマルテンサイト組織が得られ、良好な強靱性を示すことがわかった。

2) 上記 Ni-Cr 系マトリクス成分系の金属間化合物の析出による強化を検討し、Mo と Co の複合添加により 180 kg/mm² 以上の引張強さが得られ、強化にともなう靱性低下が比較的小さいことがわかり、170~180 kg/mm² 級の超高張力鋼として <0.02C-8Ni-6Cr-9Co-6Mo 系が選定された。

3) 上記鋼種は既存の 18Ni 系マルエージング鋼と同等またはそれ以上の特性を示し、新しい超高張力鋼として有望であることがわかった。

終りに、本研究にあたり適切な指針と懇切な助言をいただいた技術研究所長太宰三郎博士および鋼材研究室牟田徹室長に感謝の意を表します。

文 献

- 1) R. F. DECKER, A. J. GOLDMAN, and J. T. EASH: Trans. ASM, 55 (1962), p. 58
- 2) W. STEVEN: Iron Steel Inst. Spec. Rep., No 86 (1964), p. 115
- 3) S. FLOREEN: Metal Mat. Met. Rev., 2 (1968), p. 115
- 4) W. S. OWEN, E. A. WILSON, and T. BELL: High Strength Materials, ed. by V. F. Zackey, (1965), p. 167 [John Willey and Sons, Inc.]
- 5) 木村, 矢田, 中沢: 1971 年 10 月日本鉄鋼協会第 82 回講演大会で発表予定
- 6) S. FLOREEN: Trans. ASM, 57 (1964), p. 38
- 7) 吉田, 渡辺, 加藤: 電気製鋼, 38 (1967), p. 350
- 8) 木村, 矢田, 中沢: 鉄と鋼投稿予定
- 9) N. KENYON: Welding J., 47 (1968), p. 1933
- 10) J. M. CHILTON and C. J. BARTON: Trans. ASM, 60 (1967), p. 528
- 11) 金尾, 荒木, 沼田, 中野: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 48