

© 1992 ISIJ

展 望

高強度ステンレス鋼の最近の進歩

村田 康*・大橋 誠一*・植松 美博*²

Recent Trends in High Strength Stainless Steel

Yasushi MURATA, Seiichi OHASHI and Yoshihiro UEMATSU

1. はじめに

ステンレス鋼は本来の耐食性ととも、優れた強度・靱性を有することから、その機能を生かして自動車・車両、電子機器、構造用および航空・宇宙などの分野で広く使用されるようになってきた。

このうち、輸送用や構造用の分野では、強度、靱性、疲労、耐食性などのほかに溶接性が重要な特性として要求されたり、電子機器や精密機器の分野では、磁気特性や熱膨張などの物理的性質と成型加工性、寸法精度や表面性状などの付加的要素が必要となっている。そのため、近年、強度特性と共にさまざまな機能を有した新しい高強度ステンレス鋼が研究・開発されている。

本展望においては、普通の鉄鋼材料には見られない種々の強化方法を含め、ステンレス鋼の強化機構と加工熱処理方法について述べ、それらを利用した幾つかの高強度ステンレス鋼の常温における特性と用途例を紹介するとともに将来の展望について述べる。

2. ステンレス鋼の強化機構とその応用

2.1 強化機構

鋼の強化機構についてはすでに多くの解説が述べられているが¹⁾²⁾、ステンレス鋼の強化も基本的にはそれらの組合せでなされる。すなわち、結晶粒の微細化、固溶強化、変態強化、加工硬化および加工誘起マルテンサイト変態強化、ひずみ時効硬化および析出強化などがあげられる。

①結晶粒微細化

一般に金属材料では結晶粒径が小さいほど強度・靱性は向上する³⁾⁴⁾。従来の加工熱処理による結晶粒微細化法では、結晶粒径をサブミクロンにするのは困難であった。しかし、高木らは加工誘起マルテンサイト (α') からオーステナイト (γ) への逆変態を利用した結晶粒微

細化を提案し、0.2 μm 程度の超微細粒を得ている⁵⁾。

Fig. 1 に Fe-13Cr-10Ni-2Mo における γ 粒径と 0.2% 耐力の関係を示す⁶⁾。粒径が 0.5 μm 以上ではよい直線関係を示し、Hall-Petch 則が成立している。それ以下の粒径では、小角粒界をもつサブグレインの割合が増加するために、Hall-Petch 則で与えられる値よりも耐力が低くなると考えられている⁶⁾。

②固溶強化

変態を伴わないオーステナイト系およびフェライト系ステンレス鋼では固溶強化が一つの有効な手段となる。Fig. 2 にオーステナイト系ステンレス鋼の強度の上昇と格子ひずみの関係を示す⁷⁾。Nb や C も強度の増大に寄与するが、とくに N の効果が大きい。この N は γ 相に多量に固溶するため、積極的に利用されている。Fig. 2 には示されていないが、Si も固溶強化に寄与することが報告されている⁸⁾⁹⁾。

一方、フェライト系ステンレス鋼においては C, N の

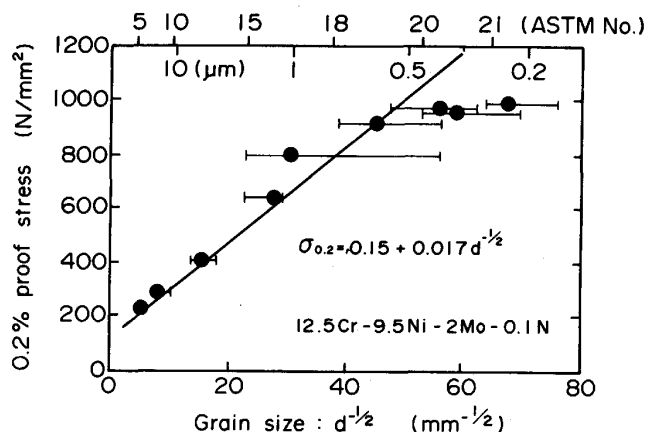


Fig. 1. Relation between austenite grain size and 0.2% proof stress in Fe-12.5Cr-9.5Ni-2Mo-0.1N⁶⁾ alloy.

平成 3 年 6 月 28 日受付 (Received June 28, 1991) (依頼展望)

* 日新製鋼(株)鉄鋼研究所 (Steel R & D Lab., Nisshin Steel Co., Ltd.)

*2 日新製鋼(株)鉄鋼研究所材料第一研究室室長 (Steel R & D Lab., Nisshin Steel Co., Ltd., 4976 Nomuraminamimachi Shinnanyo, Yamaguchi pref. 746)

Key words : stainless steel ; high strength ; toughness ; ductility ; alloying element ; solid solution ; hardenability ; precipitation ; grain size ; phase transformation.

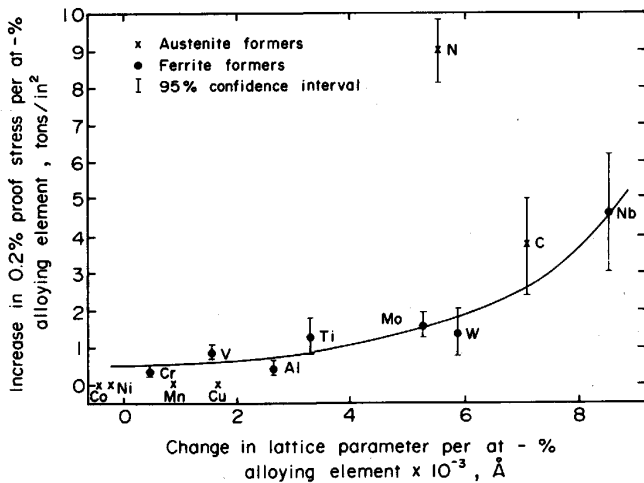


Fig. 2. Effect of alloying elements on proof stress and lattice parameter of austenitic stainless steel⁷⁾.

固溶度が小さいため固溶強化を図るためには Si, P, Ti, Nb などの置換型固溶元素の添加が有効である¹⁰⁾.

③変態強化

焼入れマルテンサイト (M) 相は高温から焼き入れる際に無拡散変態によりオーステナイト (γ) 相から生成するために、M 相中には γ 相中に固溶していた合金元素がそのまま固溶する¹¹⁾。Fe-13Cr マルテンサイト (M) 系ステンレス鋼はこの種類に属し、古くから汎用されている。しかし、本系鋼は強度には優れるが靱性に劣り、また耐食性向上の観点から母相を低炭素マルテンサイト組織とし、その後時効処理を施すことにより高強度化を図るステンレス・マルエージング鋼が開発されている¹²⁾。

一方、室温にて γ 相が安定であり、かつ合金成分量を調整して M_s 点を室温直下に設定し、その後のサブゼロ処理により M 相を生成するサブゼロ硬化型ステンレス鋼においても変態強化は利用されている¹³⁾。

また、 α および γ 相の強化手段として適量のマルテンサイト相を生成させ、2 相組織とした高強度ステンレス鋼が開発されている¹⁴⁾。

④加工硬化

準安定状態のオーステナイトに冷間加工を施すと、加工誘起マルテンサイト (α') 相が生成され、強度が著しく上昇する。 α' 生成量はオーステナイト相の安定度 (化学組成⁸⁾¹⁵⁾¹⁶⁾) と加工条件 (加工量, 加工温度, 加工速度) に依存し、安定度が低いほど、加工量が多いほど、また加工温度が低いほどその生成量は増大する。

⑤ひずみ時効硬化

マルテンサイト系ステンレス鋼に加工を付与した後、低温で焼もどしを行うと加工前に比べて強度が上昇する。この現象はひずみ時効と称され、一般にひずみ時効硬化量はひずみの量を増すと大きくなる。このひずみ時効硬化能は時効温度および時間に依存する。

一方、準安定および安定オーステナイト系鋼においても冷間加工を施し、ついで低温焼鈍を行うとひずみ時効硬化により強度が上昇する。この系のひずみ時効硬化量は材料の安定度および化学成分, 冷間加工温度, 冷間加工量および焼鈍温度に依存する。また、ひずみ時効により硬さとともにばね特性が著しく向上する特徴を有する²²⁾。

⑥析出硬化

析出硬化型ステンレス鋼にはマルテンサイト系, セミオーステナイト系およびオーステナイト系, オーステナイト・フェライト系がある¹⁷⁾。これらはいずれも析出硬化元素を含み、時効処理により母相と整合状態にある金属間化合物を析出し、その整合ひずみにより材料の強度を向上させたものである¹⁸⁾。この時効硬化は硬さ変化 (ΔHV) 150~200 程度が容易に得られ実用的に有用である¹²⁾。

2.2 高強度ステンレス鋼とその加工熱処理方法

Table 1 に各種高強度ステンレス鋼の代表組成と母組織および加工熱処理によって得られる金属組織と材料の特徴を示す。これらの高強度ステンレス鋼は 2.1 節で述べた各種強化機構を組み合わせることで製造され、得られた金属組織によってそれぞれ特徴ある機械的性質を有している。

Fig. 3 に高強度ステンレス鋼の代表的な加工熱処理方法を示す。

高炭素マルテンサイト系鋼は焼入れ, 焼もどしを行う。一方、低炭素マルテンサイト系鋼では焼入れ後冷間圧延を付与し、ついで時効処理を施す。また、低炭素マルテンサイト系鋼を強度の冷間圧延の後低温で熱処理を施し一部 γ 相との 2 相にしたものがある¹⁹⁾。

オーステナイト系では冷間圧延後ひずみ時効を付与したものや、準安定 γ 鋼では冷間圧延により α' を生成した後ひずみ時効あるいは析出時効を施す。また、準安定 γ 鋼の中には前述したように逆変態処理を利用した結晶粒超微細化鋼や室温からサブゼロ処理を行って強度をもたせる新しいステンレス鋼が開発されている⁵⁾¹³⁾。

Table 2 に代表的な高強度ステンレス鋼の化学成分と機械的性質の一例を示す。

Fig. 4 にそれらの鋼の引張強度と伸びの関係を示す。図中、HT1960 は SUS301 をベースに Fig. 3 c) の熱処理を利用したものである。また、 γ 相および M 相を母組織に Fig. 3 f) の熱処理を利用した超微細なオーステナイト粒 (γ_{UFG}) および超微細な ($\gamma+M$) 2 相組織鋼や γ 鋼に Fig. 3 d) のサブゼロ処理を利用した鋼、さらに加工した α 相を母組織とし ($\alpha+M$) 相に変態させた 431DP-1, 431DP-2 などが示されている。

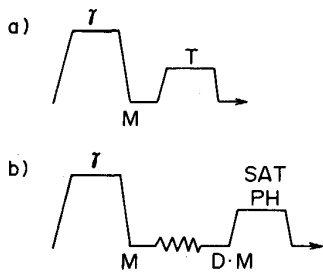
3. 最近の高強度ステンレス鋼

本節においては、この数年の間に新たに開発された高

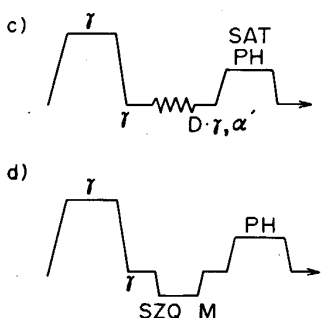
Table 1. Typical structures, strengthening methods and properties of high strength stainless steels.

Base structure	Typical compositions	Strengthening method	Final structure	Feature
Martensite	Fe-13Cr(High C)	Quenched martensite ↓ Temper	Quenched martensite Tempered martensite	Strengthening the quenched martensite with C and toughening by tempering, but has low corrosion resistance.
	Fe-15Cr-7Ni(Low C) (Si, Ti, Al)	Quenched martensite ↓ Cold rolling ↓ Aging	Quenched martensite Precipitation-hardened martensite	Good formability and corrosion resistance at room temperature with low C content and strengthening by introducing strains during cold rolling followed by precipitation strengthening by aging treatment.
	Fe-13Cr-7.4Ni-3Si (Low C)	Quenched martensite ↓ Cold rolling ↓ Reversion treatment	Tempered martensite Reversed austenite Quenched martensite	High strength with good ductility by introducing strains into quenched martensite during cold rolling and by forming austenite after reversion treatment, and has good weldability.
Austenite	Fe-17Cr-7Ni (Si, Cu, Al)	Metastable austenite ↓ Cold rolling ↓ Aging	Deformed austenite Strain induced martensite	Strengthening by forming strain induced martensite during cold rolling and occasionally by strain aging or precipitation strengthening after aging treatment.
	Fe-16Cr-10Ni	Metastable austenite ↓ Cold rolling ↓ Reversion treatment	Reversed austenite	High strength with good ductility by forming almost 100% strain induced martensite followed by forming ultra fine austenitic grains after low temperature annealing.
	Fe-12Cr-5Ni-0.2C -3.5Cu	Metastable austenite ↓ Sub-zero quenching (Aging)	Quenched martensite	Good formability of austenitic phase at room temperature and strengthening by quenching at sub-zero temperatures.
	Fe-18Cr-12Ni-N	Stable austenite ↓ Cold rolling ↓ Aging	Deformed austenite	Strengthening by introducing strains into austenitic phase during cold rolling and by strain aging after aging treatment.
Ferrite	Fe-16.5Cr-1.5Ni	Ferrite ↓ Heat treatment to (α + γ) region ↓ Quenching	Ferrite/ quenched martensite	Heating of ferritic phase to (α + γ) region and strengthening by quenching with forming martensitic phase from austenitic phase.

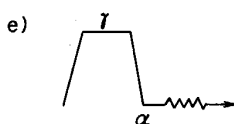
Martensitic Stainless Steel



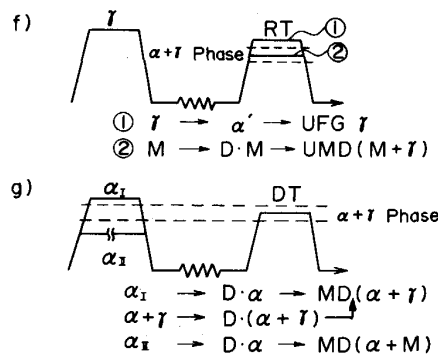
Austenitic Stainless Steel



Ferritic Stainless Steel



Ultra Fine Grain Stainless Steel and Microduplex Stainless Steel



M : Martensite
γ : Austenite
α : Ferrite
α' : Strain Induced Martensite
D·M : Deformed Martensite
D·γ : Deformed Austenite
D·α : Deformed Ferrite
T : Tempering
SAT : Strain Aging Treatment
PH : Precipitation Hardening
SZQ : Sub-Zero Quenching
RT : Reversion Treatment
DT : Dual Phase Treatment
MD : Microduplex
UMD : Ultra Microduplex
UFG : Ultra Fine Grain

Fig. 3. Thermo-mechanical treatments of stainless steel.

Table 2. Representative chemical compositions and mechanical properties of high strength stainless steels.

Type	Designation of grade	Chemical composition (mass%)									Proof stress (N/mm ²)	Tensile strength (N/mm ²)	Elongation (%)	Hardness (HV)	Reference	
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N	etc.						
M	SUS403	0.16	0.3	0.3	—	12.5	—	—	—	—	—	965	1275	15	390	20)
	SUS420	0.31	0.6	0.6	0.4	13.2	—	—	—	—	1550	1725	8	535	20)	
	SUS440C	1.15	0.6	—	—	16.7	—	—	—	—	1890	1960	2	615	20)	
M-PH	SUS630	0.02	0.2	0.8	3.9	16.0	—	3.8	0.01	Nb : 0.2	1305	1430	12	450	20)	
	CROLOY16-6PH	0.04	0.5	0.8	7.5	15.8	—	—	—	Ti : 0.6, Al : 0.4	1275	1310	15	412	20)	
	12-6 PHX	0.04	—	—	6.0	12.0	—	3.0	—	—	1290	1310	13	—	20)	
	FV 520(B)	0.05	0.4	0.8	5.5	14.0	1.8	1.5	—	Nb : 0.3	990	1030	23	—	20)	
	Custom 455	0.03	—	—	8.5	11.8	—	2.3	—	Ti : 1.2, Nb : 0.3	1620	1645	10	527	20)	
	Pyromet X-15	0.01	<0.1	<0.1	—	15.0	2.9	—	—	Co : 20	1480	1550	17	484	20)	
	NSSHT1770M A steel	0.04	1.5	—	7.0	13.8	0.8	0.7	—	Ti : 0.3	1765	1790	5	530	20)	
		0.01	1.5	—	9.2	10.2	3.0	—	Ti : 0.7	1940	1980	1	587			
γ	SUS301	0.11	0.5	1.1	7.0	16.5	—	—	—	—	1250	1750	7	490		
	NSSHT1960	0.08	2.8	0.2	6.0	15.0	—	2.0	0.08	—	1810	1910	3	575	21)	
	B steel	0.06	4.2	4.9	12.9	19.2	—	—	0.14	V : 0.1	1270	1440	7	420	22)	
γ -PH	SUS631	0.08	0.4	0.5	7.4	16.8	—	—	—	Al : 1.1	1540	1570	14	485		
	AM350	0.10	0.3	0.8	4.3	16.5	2.8	—	0.10	—	1205	1410	19	434	20)	
	AM355	0.13	0.3	1.0	4.3	15.5	2.8	—	0.10	—	1340	1620	16	544	20)	
DP	NSS431DP-1	0.03	0.6	0.3	1.5	16.3	—	—	0.01	—	655	910	11	277	14)	
	C steel	0.08	0.6	0.4	2.0	16.3	—	—	0.01	—	1100	1200	8	393		
	NSSWS980	0.02	3.0	0.3	7.4	13.3	—	—	0.01	—	1080	1200	17	380	19)	

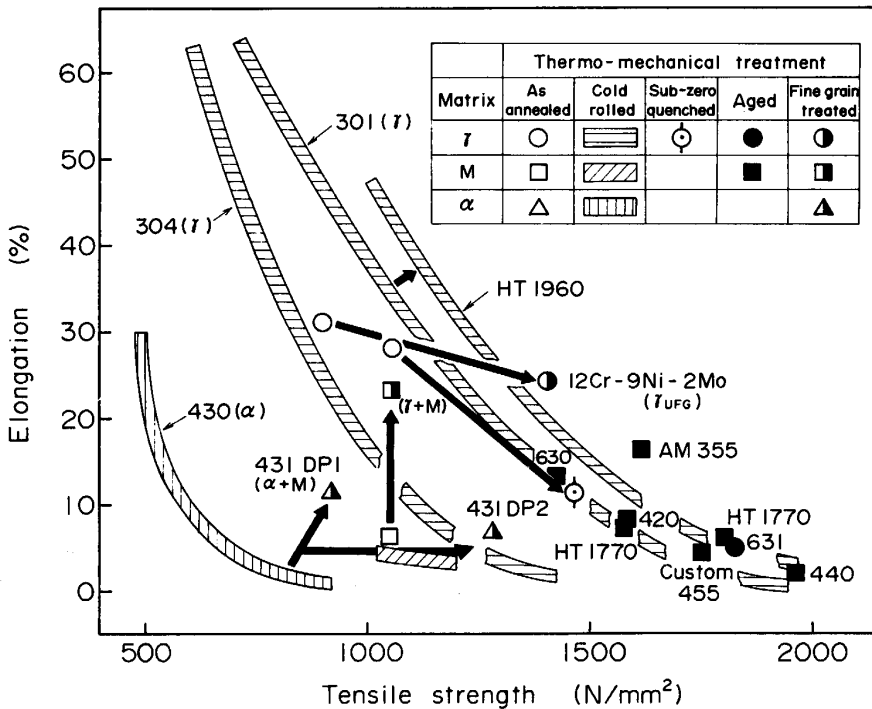


Fig. 4. Relation between tensile strength and elongation of stainless steels.

強度ステンレス鋼のいくつかについて紹介する。

3.1 加工硬化型ステンレス鋼

SUS301 に代表される準安定オーステナイト (γ) 系ステンレス鋼では、成分による γ 安定度の調整と冷間圧延による加工誘起マルテンサイト量の制御によって広範囲の強度レベルが得られるため、種々の用途で汎用されている。例えば、鉄道車両においては強度特性とともに耐食性が必要なため炭素量を低減し、また強度低下を補うために N の添加と γ 安定度を調整した SUS301L が開発されている²³⁾。

電子機器・精密機器などの分野では機器の小形化、軽

量化、高性能化の方向にあり、それにともない、使用されている材料には高強度でかつ延性、靱性に優れていることが要求される。SUS301 の場合、冷間圧延率を上げることで高強度化することができるが、反面、加工性、靱性が低下し、また冷間圧延性も劣化する。この問題を解決するため、SUS301 の γ 安定度をやや低下させて低圧延で多量の加工誘起マルテンサイトを生成させるとともに、Si, Cu を添加して固溶強化とひずみ時効硬化を高めた材料が開発されている²¹⁾。Fig. 5 に SUS301 と開発鋼 (HT1960) の特性の一例を示す。開発鋼は SUS301 に比べ加工硬化および時効処理にともなう強度

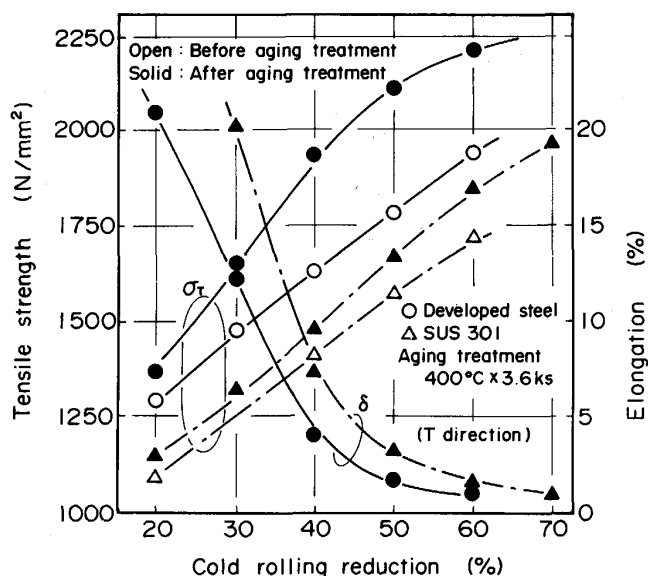


Fig. 5. Effect of cold rolling reduction on tensile strength and elongation in 15Cr-6Ni-3Si-2Cu steel (HT1960) and SUS301.

の上昇が大きいので、同一の強度を得るために必要な冷延率が少なくてすみ、その結果良好な延性が得られる。このような特性を生かし、強度および疲労特性が要求される ID ソープレード、アクチュエーターバンドなどの用途で用いられている。

また、最近では Si, Mo を添加した上に加工硬化および時効硬化を利用して、HV 700 程度まで強度特性を改善した高強度鋼が開発されつつある。

3.2 析出硬化型ステンレス鋼

Fig. 6 に数種の析出硬化型ステンレス鋼および 18Ni マルエージング鋼の硬さと衝撃靱性との関係を示す。ス

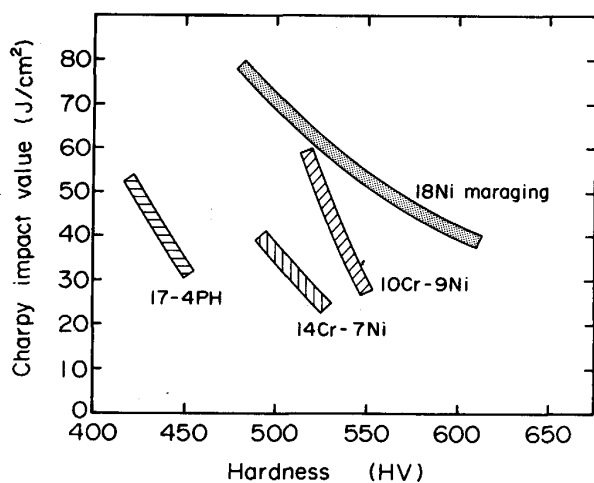


Fig. 6. Relation between hardness and Charpy impact value of 18Ni maraging steel and precipitation hardened stainless steels: 17-4PH (SUS 630), 14Cr-7Ni steel (HT1770) and 10Cr-9Ni steel (A steel).

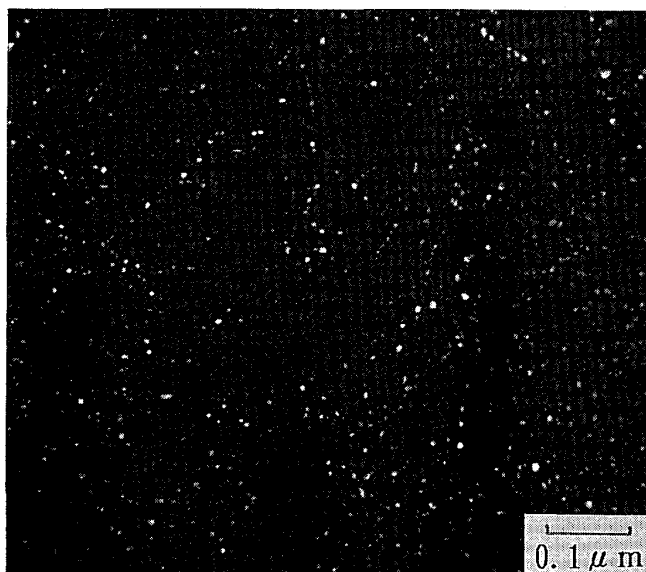


Photo. 1. Electron micrograph (D.F.I.) of 14Cr-7Ni-3Si-0.4Ti steel (HT1770) after aging at 480°C for 3.6 ks.

テンレスマルエージング鋼である 14Cr-7Ni 系および 10Cr-9Ni 系は 18Ni マルエージングには及ばないが、従来鋼である SUS 630 よりも良好な特性を示す。Fe-Ni-Ti 合金では NiTi 相あるいは $Ni_3Ti\eta$ 相が時効硬化に寄与するが²⁴⁾、Fe-Co-Ni-Ti 系では $Ni_3Ti\eta$ 相が粒界あるいはラス境界に析出するため、靱性が低下すると報告されている¹⁷⁾。それに対し、14Cr-7Ni 鋼では Ti とともに Si を複合添加すると、粒内に $Ni_{16}Ti_6Si_7G$ 相が析出し、1700 N/mm² の高強度まで靱性が保たれることが報告されている²⁵⁾。Photo. 1 に Si-Ti 複合添加鋼の透過電子顕微鏡による析出物の暗視野像を示すが、微細な G 相がマトリックス中に均一に析出しているのが認められる²⁵⁾。このため、スチールベルトのような高強度・高精度材、および成形加工性・打抜き性を生かして E リング、C リング、ドットプリンター用ばねなど精密ばねの用途で用いられている。今後用途によってはさらに優れた強度・靱性バランスが要求され、そのためには鋼の高純度化や新たな析出相およびその析出形態の開発が待たれる。

3.3 サブゼロ硬化型ステンレス鋼

SUS301, SUS630, SUS631 に代表される高強度ステンレス鋼は強度の向上の手段として冷間加工および熱処理が必要であり、成形加工性に劣る欠点を有する。そこで、室温では軟質で加工ができ、ついで -73°C に冷却するだけで容易に高強度化が可能となるサブゼロ硬化型ステンレス鋼が開発されている¹³⁾²⁶⁾。

TANIOKA らはサブゼロ硬化挙動を、Fig. 7 に示すように五つのクラスに分類している²⁶⁾。クラス 1 では室温の状態ですでにマルテンサイト相であり、また、クラス

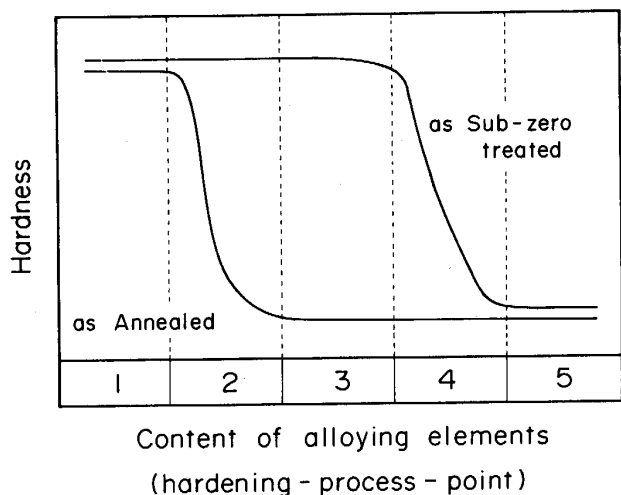


Fig. 7. Schematic drawing of sub-zero hardening behavior²⁶⁾.

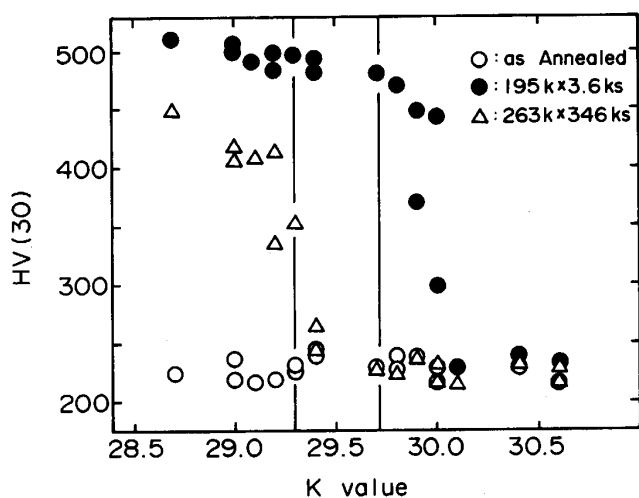


Fig. 8. Relation between hardness in annealed and sub-zero treated conditions and K value²⁶⁾.

5では γ 相が安定なためにM変態を生じないが、クラス3では焼鈍状態で軟質であり、かつサブゼロ処理により高強度化する領域である。ここで、焼入性に対する合金元素の指標として次式のK値が提唱されている²⁶⁾。

$$K = 15(\%C) + 0.7(\%Si) + 1.3(\%Mn) + 1.7(\%Ni) + (\%Cr) + 0.7(\%Mo) + 0.7(\%Cu) + 20(\%N)$$

Fig. 8に15Cr鋼のK値と焼鈍状態およびサブゼロ処理後の硬さの関係を示す²⁴⁾。この図より263Kまでは十分に軟質であり、かつサブゼロ処理(195K)により高強度化が図れるK値の範囲は 29.5 ± 0.2 に限定される。合金成分の一例をTable 3に示す。

本開発鋼は焼鈍状態ではSUS304よりも少し硬い程度で加工が可能であり、サブゼロ処理後にHV425が得られ、かつ焼鈍状態に比べて3倍の耐力、 830 N/mm^2 が得られている²⁶⁾。

Table 3. Chemical compositions of 15%Cr type stainless steel (mass%).

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N
0.12	1.01	0.61	4.96	14.81	0.98	2.13	0.029

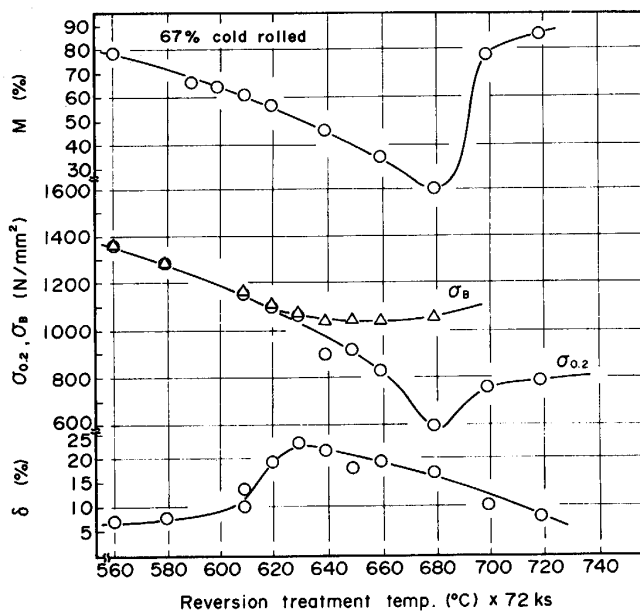


Fig. 9. Effect of reversion temperatures on tensile properties of 67% cold rolled Fe-13Cr-7.4Ni-3Si steel (WS980)²⁷⁾.

3.4 結晶粒超微細2相鋼

3.4.1 ($\gamma+M$)系2相鋼

引張強さが 1000 N/mm^2 レベルの高強度ステンレス鋼は現在、低炭素マルテンサイト系ステンレス鋼とSUS301に代表される加工硬化型オーステナイト系の2種類がある。前者は室温でM相となるように成分が調整されており、溶接を施しても溶接軟化を生じないが、M組織であるため延性に劣るという欠点を有している。一方、後者の加工硬化型のステンレス鋼は冷間加工により加工誘起マルテンサイト相を生成させるとともに γ 相の加工硬化を利用したもので、高強度と高延性を有している。しかしながら本系鋼は、溶接を施すと溶接部が軟化するという欠点を有している。そこで、高強度・高延性でしかも溶接軟化のないステンレス鋼が開発されている²⁷⁾。本開発鋼はFe-13Cr-7.4Ni-3Siマルテンサイト系ステンレス鋼であり、焼入れ後強度の冷間圧延を付与し、ついで逆変態処理(As-Af点間の温度への熱処理)を施すことにより($\gamma+M$)超微細2相鋼としたものである。

Fig. 9に開発鋼(WS980)の67%冷延材に72ksの逆変態処理を施した場合の処理温度と引張特性の関係を示す²⁷⁾。逆変態処理温度の上昇とともにマルテンサイト(M)量は減少し最小値を示した後、再焼入れによ

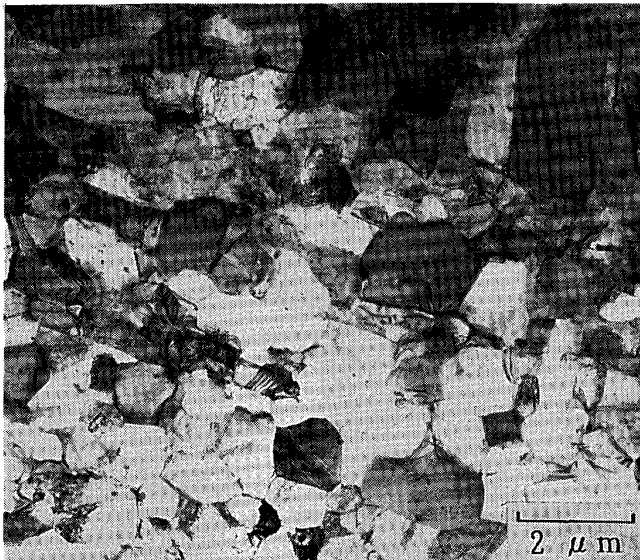


Photo. 2. Microstructure of Fe-13Cr-7.4Ni-3Si alloy (WS980) after 67% cold rolled and reversed at 660°C for 72 ks.

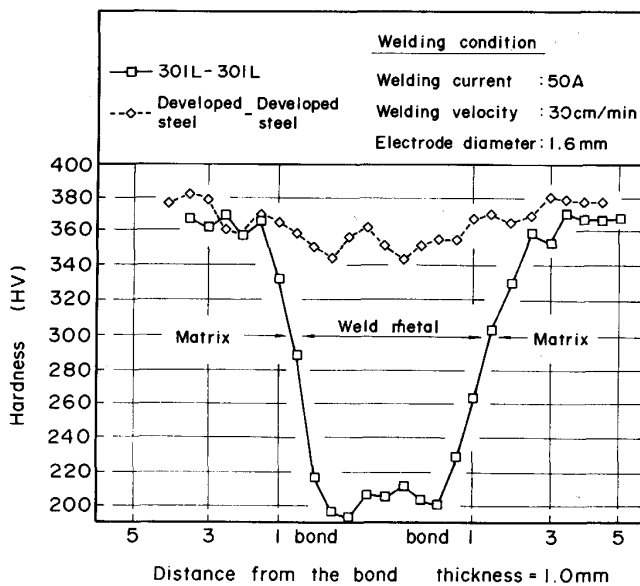


Fig. 10. Distribution of hardness around the weld zone of Fe-13Cr-7.4Ni-3Si alloy (WS980).

り増加する。また、耐力および引張強さは同様に処理温度の上昇にともない減少し、その後増加するが、その挙動は引張強さの方がゆるやかである。一方、伸びは処理温度の上昇につれて増加した後、減少する挙動を示す。Photo. 2 に示すように、本開発鋼は逆変態処理後に 0.5 μm の平均粒径を示し、耐力、引張強さで、おのおの 950 と 1000 N/mm²、伸びで 20% が得られる。さらに、Fig. 10 に TIG 溶接後の溶接部の硬さ分布を示す。本鋼は溶着部、熱影響部ともに焼入れマルテンサイト組織となり溶接軟化が認められない。この強度・延性のバ

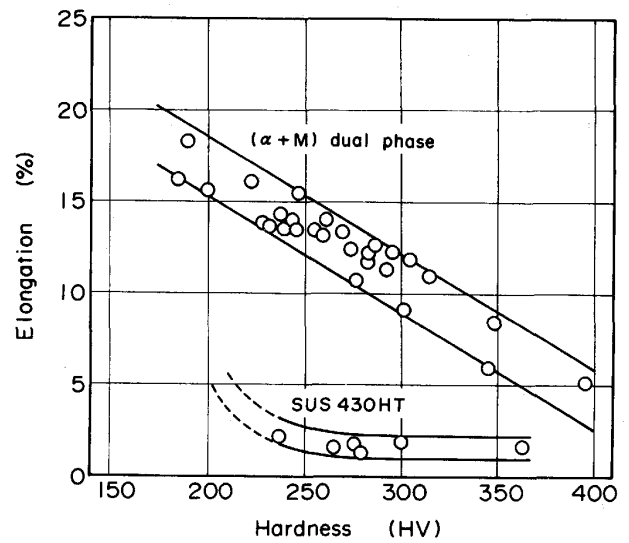


Fig. 11. Relation between hardness and total elongation of (α+M) dual phase stainless steel sheets and temper rolled steel sheets²⁸⁾.

ランスに優れた特性を生かし、車両などの構造用部材の用途が考えられている。

3.4.2 (α+M) 系 2 相鋼

フロッピーディスクのセンターコアなど強度、磁性および加工性が要求される用途には調質圧延を施し加工硬化により強度を高めた SUS430HT が用いられてきた。しかしながら、調質圧延による延性の低下や機械的性質の異方性増大のためにプレス加工性ならびに加工後の形状精度が必ずしも十分ではない問題があった。

そこで、フロッピーディスク・センターコアなどの用途に適用するべく、フェライト(α)+マルテンサイト(M)複相組織を有し、強度・延性バランスに優れるとともに機械的性質の面内異方性の小さい高強度複合組織ステンレス鋼が開発されている¹⁴⁾。

Fig. 11 に種々の化学組成を有する複合組織鋼の硬さと伸びの関係を、SUS430 系調質圧延材と比較して示す²⁸⁾。複合組織鋼は調質圧延材に比べ、同一硬さレベルでの伸びが高く、強度・延性バランスに優れている。また、強度・延性および耐食性の観点から Fe-16.5Cr-1.5Ni の成分が示されており¹⁴⁾、センターコア材以外にも、熱膨張が小さいという性質を利用してブラウン管の押さえばねなどの用途にも適用されている。

4. おわりに

ステンレス鋼の強化機構、加工熱処理方法および最近開発された高強度ステンレス鋼のいくつかについて紹介した。今後、用途の多様化により高強度だけでなく延性、靱性、加工性、耐食性、高精度などの諸特性を兼ね備えた高強度ステンレス鋼の需要が増加する傾向があると考えられる。そのためには、材料中の不純物元素および非

金属介在物の低減など材料の高純度化や、いっそうの延性、靱性、耐食性、溶接性、加工性の付与など新しい機能を付加した材料の開発が待たれる。本展望が今後の開発に際し一助となれば幸いである。

文 献

- 1) 田村今男: 日本金属学会会報, **6** (1967), p. 253
- 2) 牧 正志: 日本金属学会会報, **27** (1988), p. 623
- 3) E. O. HALL: Proc. Phys. Soc., **64B** (1951), p. 747
- 4) N. J. PETCH: J. Iron Steel Inst., **174** (1953), p. 25
- 5) 富村宏紀, 奥 学, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 1186
- 6) 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄鋼の結晶粒超微細化 (鉄鋼基礎共同研究会鉄鋼の結晶粒超微細化部会編) (1991), p. 105
- 7) D. J. DYSON and B. HOLMES: J. Iron Steel Inst., **208** (1970), p. 469
- 8) 武本敏彦, 村田 康, 田中照夫: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 894
- 9) K. J. IRVINE, D. T. LLEWELLYN and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., **199** (1961), p. 153
- 10) K. MIYAKUSU, Y. UEMATSU and K. HOSHINO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **26** (1986), p. 228
- 11) P. G. WINCHELL and M. COHEN: ASTM Trans. Quart., **55** (1962), p. 347
- 12) 星野和夫, 廣津貞雄: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 489
- 13) 谷岡 穰, 村上忠彦, 真下一夫, 新井 宏: 材料とプロセス, **3** (1990), p. 822
- 14) 宮楠克久, 藤本 広, 田中照夫: 日新製鋼技報 (1989) **60**, p. 115
- 15) T. ANGEL: J. Iron Steel Inst., **177** (1954), p. 165
- 16) S. FLOREEN and I. R. MIHALISIN: ASTM, STP-No. 369 (1963), p. 17
- 17) 岡田康孝: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 839
- 18) 田村今男: 鉄鋼材料強度学 (1969), p. 107 [日刊工業新聞社]
- 19) 井川 孝, 武本敏彦, 田中照夫: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 866
- 20) 長谷川正義: ステンレス鋼便覧 (1985) [日刊工業新聞社]
- 21) 廣津貞雄: 日新製鋼技報 (1987) **57**, p. 54
- 22) 武本敏彦: 日新製鋼技報 (1987) **56**, p. 72
- 23) 平松博之, 中田潮雄, 住友秀彦, 吉村博文: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 588
- 24) 三島良直, 鈴木朝夫, 田中 実: 鉄と鋼, **63** (1977), p. 496
- 25) T. UTSUNOMIYA and K. HOSHINO: Proc. 1984 ASM Int. Conf. on New Dev. in Stainless Steel Tech. (1984), p. 139
- 26) J. TANIOKA, M. KATOH, T. MURAKAMI and H. ARAI: Proc. Int. Conf. Stainless Steels, Iron Steel Inst. Jpn. (1991), p. 581
- 27) 井川 孝, 武本敏彦, 植松美博: 材料とプロセス, **3** (1990), p. 708
- 28) K. MIYAKUSU, H. FUJIMOTO and Y. UEMATSU: Proc. Int. Conf. Stainless Steels, Iron Steel Inst. Jpn. (1991), p. 565