

Fe-Mn-C 系オーステナイト合金の機械的性質に及ぼす 鋼組成熱, 処理条件の影響

加藤 哲男*・藤倉 正国*・矢萩慎一郎*²・石田 清仁*³

Effects of Alloying Elements and Solution-annealing Temperature on the Mechanical Properties of Austenitic Fe-Mn-C Alloy

Tetsuo KATO, Masakuni FUJIKURA, Shin-ichiro YAHAGI, and Kiyohito ISHIDA

In order to investigate the effects of various alloying elements including S as a free-machining element on the mechanical properties of high manganese non-magnetic steel, tensile and Charpy impact tests were carried out in the annealed condition. The mechanism of the observed large strengthening effect of V especially on the 0.2% proof stress was investigated by examining Petch relation and its solution hardening effect.

A linear regression equation which relates the 0.2% proof stress to the chemical composition is obtained. The strengthening effect of ferrite-forming substitutional element becomes greater in the order of Cr, Mo and V. Especially, the effect of V on the 0.2% proof stress is comparable with that of interstitial element C. While, austenite-forming substitutional elements Ni and Mn have little effect on the strength. The elongation and Charpy impact toughness show decreasing tendencies by the additions of ferrite-forming substitutional elements and S. However, interstitial elements C and N hardly decrease the elongation irrespective of their large strengthening effect. 0.2% proof stress and tensile strength decrease with increasing solution annealing temperature and a Petch relation is found. The large strengthening effect of V cannot be explained by its small solution hardening effect and is rather considered to be mainly attributable to grain refining by the V addition.

1. 緒 言

Fe-Mn-C 系オーステナイト合金は Hadfield 鋼として有名な交叉レール, 砕石歯などの耐摩耗用鋼のほかタービン発電機や誘導電導機の保持リングなどの非磁性鋼としても利用されている。近年, 磁気浮上リニアモーター駆動方式の超高速鉄道や核融合炉の開発が国家的規模で進められるに至り, 構造用非磁性鋼として強度や経済性の点で Fe-Cr-Ni オーステナイト系ステンレス鋼より有利な Fe-Mn-C 系オーステナイト合金の実用化が進められるようになった。

高マンガン非磁性鋼の強度を上げる方法として加工硬化を利用する方法が検討され¹⁾, 工業的に製造された 18 Mn-5Cr 鋼の鍛造リングでは降伏点が 90 kgf/mm² を超える例もある。しかし, この方法では非常に大型のプレスが必要としたり, 製品寸法が大きい場合には加工歪を均一に与えることがむづかしいなどの欠点がある。Fe-

Mn-C 系オーステナイト合金に V を添加すると著しい時効硬化が起り 100 kgf/mm² を超える降伏点が得られ²⁾, DIN 規格には V を 1.0% 程度添加した時効硬化型高マンガン非磁性鋼が規格化されている。V の添加による時効硬化機構³⁾ が調べられており, この現象を利用した非磁性工具鋼の研究⁴⁾ も報告されている。しかし, この強化法は長さの長いものや大断面の製品には熱処理設備上の点や長時間加熱から生じる靱延性の低下などから構造用材料としては一般的ではなく, DIN 規格でも用途を小中部品用に限定している。通常オーステナイト鋼の標準熱処理として 1000°C 以上の高温から急冷する固溶化焼なまし⁵⁾が施こされるが, この状態における強度を合金元素を添加することにより高める方法, たとえば固溶硬化による強化方法は加工硬化や時効硬化による方法にくらべ強化の度合いが小さいという難点はあるが材料の基本特性を知る上で実用上極めて重要である。1093°C から急冷した 1.2C-15Mn 耐摩耗用鑄鋼の 0.2% 耐

昭和 54 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 5 月 12 日受付 (Received May 12, 1980)

* 大同特殊鋼(株)中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Daido Steel Co., Ltd.)

*² 大同特殊鋼(株)中央研究所 (Central Research Laboratory, Daido Steel Co., Ltd., 2-30 Daido-cho Minami-ku Nagoya 457)

*³ 大同特殊鋼(株)星崎工場 工博 (Hoshizaki Works, Daido Steel Co., Ltd.)

力に及ぼす合金元素の影響を調べた報告によると⁵⁾ Cr, Mo は 0.2% 耐力を高めるが Ni はほとんど影響せず, また引張強さは Mo, Cr, Ni の添加でかえって低下すると報告している. V と Si も同じく 1.2C-12Mn 鋼の 0.2% 耐力を増加させるという報告⁶⁾があるが, 一方 1200°C から水冷した 0.5C-17Mn-12Cr-2Ni 鋼の場合では V は 0.2% 耐力と引張強さいずれも増加せしめないという報告⁷⁾もある. 著者ら⁸⁾ はさきに 0.7C-15Mn-1Ni 鋼の 0.2% 耐力と引張強さが V の添加で増加すると報告した. また, オーステナイト系ステンレス鋼の場合, 0.2% 耐力に対する効果は Mo より V の方が大きい引張強さに対しては Mo が強化に寄与するのに対して V の効果は認められていない⁹⁾. 以上にみるとおり Fe-Cr-Ni 系および Fe-Mn-C 系オーステナイト合金の強度に及ぼす合金元素の影響についての報告は研究者間で異なり一様ではない. さらに, 0.2% 耐力は C, N の添加量に比例して増加し N の効果が C のそれより大きい⁹⁾⁻¹³⁾. しかし, なぜ N の寄与が C のそれにくらべて大きいのかその理由はわかっていない.

本実験では従来あまり知られていない Fe-Mn-C 系オーステナイト合金の固溶化焼なまし状態の機械的性質に及ぼす合金元素ならびに固溶化焼なまし温度の影響を系統的にさらへ構造用材料としての高マンガン非磁性鋼の基本特性を明らかにするとともに強化機構についても検討を行った.

2. 実験方法

供試材は 50 kg 高周波誘導炉で溶製し, 鋼塊を直径 20 mm の棒に鍛伸した. ついで 1100°C に 60 min 保持後水冷し各種試験に供した. ただし, 機械的性質に及ぼす固溶化焼なまし温度の影響を調査するため加熱温度を 950~1250°C の温度範囲で 50°C 間隔で変え, それぞれの温度に 60 min 保持後水冷した. 供試材の化学組成は Table 1 に示すとおり基本成分は 15Mn シリーズ (I) の場合が 0.7C-15Mn-1Ni, 同じく (II) が 0.7C-15

Mn-4Ni であり, これにフェライト形成元素 Cr, Mo, V, オーステナイト形成元素 Mn, Cu, Ni ならびに快削性元素 S を系統的に添加した. 25Mn シリーズ鋼の基本成分は 25Mn-5Cr であり, この場合は Mn, Cr のほかに侵入型元素 C, N の添加量をも連続的に変化させた.

引張試験片の寸法は平行部直径 10 mm, 長さ 43 mm, 肩半径 15 mm であり, つかみ部のネジ径 18M, 全長 100 mm である. 引張試験はインストロン型試験機を用いて行いひずみ速度は $1.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ である. シャルピー衝撃試験片は標準 2 mmV ノッチ試験片 (JIS 4 号) を用いた.

格子定数の測定は X 線回折法により行つた. ターゲットは Co K α を使い, 管電圧は 40 kV, 管電流は 40 mA でありモノクロメーターとしてグラファイトを用いた. 試料はリン酸-クロム酸飽和溶液中で電解研磨を行つて表層を除去した.

マルテンサイトの定量も X 線回折法により行い, 回折条件は格子定数の場合と同様であるが, マルテンサイト量は BCC- α' マルテンサイトの (200) 面, HCP- ϵ' マルテンサイトの (10 \cdot 1) 面の回折線の積分強度から計算した¹⁴⁾.

3. 実験結果および考察

3.1 引張特性

3.1.1 引張特性に及ぼす鋼組成の影響

0.7C-15Mn-4Ni 鋼について 0.2% 耐力に及ぼす合金元素の影響を調べ, 0.2% 耐力の変化量を合金元素の添加量に対してプロットしたのが Fig. 1 である. なお, V については Ni 量の少ない 0.7C-15Mn-1Ni 鋼についてもプロットした. 図はフェライト形成元素 V, Mo, Cr がいずれも 0.2% 耐力を増加させることを示し, V の効果がとくに顕著である. 一方, オーステナイト形成元素 Mn, Ni の影響は著しく小さく, 調査した範囲内で 0.2% 耐力の変動は, 1 kgf/mm^2 未満である. いずれにせよ Mn と Ni は置換型フェライト形成

Table 1. Chemical compositional range of materials, wt. (%)

		C	N	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Others
15 Mn series	I	0.65 0.74	0.051 0.086	0.22 0.54	14.8 16.3	≤ 0.024	≤ 0.061	1.1 1.4	≤ 3.1	≤ 1.9	≤ 0.88	—
	II	0.68 0.72	0.010	0.25	14.8 17.1	≤ 0.015	≤ 0.010	4.21 5.82	≤ 2.0	≤ 3.2	≤ 1.1	Cu ≤ 0.61 Ti ≤ 0.94
25 Mn series		0.01 0.80	0.08 0.27	≤ 0.4	22.8 35.3	≤ 0.063	≤ 0.015	—	≤ 7.1	—	—	—

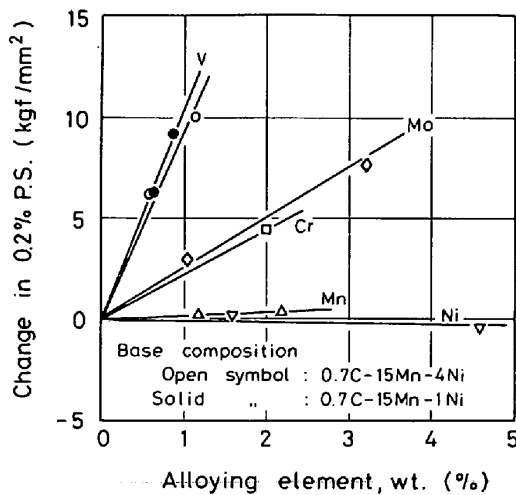


Fig. 1. Changes in 0.2% proof stress as functions of alloying elements.

元素 V, Mo, Cr にくらべ 0.7C-15Mn-4Ni 鋼の 0.2% 耐力にほとんど影響しないものとみなされる。

さらに、化学組成を大幅に変動させて 0.2% 耐力と鋼組成との関係を定量的に求めるため、Table 1 に示した 15Mn 鋼 II 系列以外の供試材について線形回帰分析を行った結果、両者の間に (1) 式が得られた。

$$0.2\% \text{ P.S. (kgf/mm}^2\text{)} = 30.53 + 13.85(\% \text{C}) + 51.55(\% \text{N}) + 0.93(\% \text{Cr}) + 2.48(\% \text{Mo}) + 11.38(\% \text{V}) - 0.47(\% \text{Mn}) \dots \dots \dots (1)$$

ただし、決定係数 $R^2 = 0.92$

得られた線形回帰式を使つて計算で求めた 0.2% 耐力と実測値との関係を Fig. 2 に示した。図は両者の間に直線関係が成立することを示す。

(1) 式から、0.2% 耐力に対する強化元素としての効果は大きい順に $V > Mo > Cr$ であり、Fig. 1 の場合も Mo と Cr の差が (1) 式ほどではないがほぼ同様である。実験の結果を 1.2C-15Mn 耐摩用鋳鋼で得られている結果⁵⁾⁶⁾ とくらべると Mo の強化が Cr の強化より大きいという点では 実験の結果と同じであるが Mo, Cr それぞれの単位添加量当たりの 0.2% 耐力の増加の度合いすなわち定量効果はいずれも本実験の結果より大

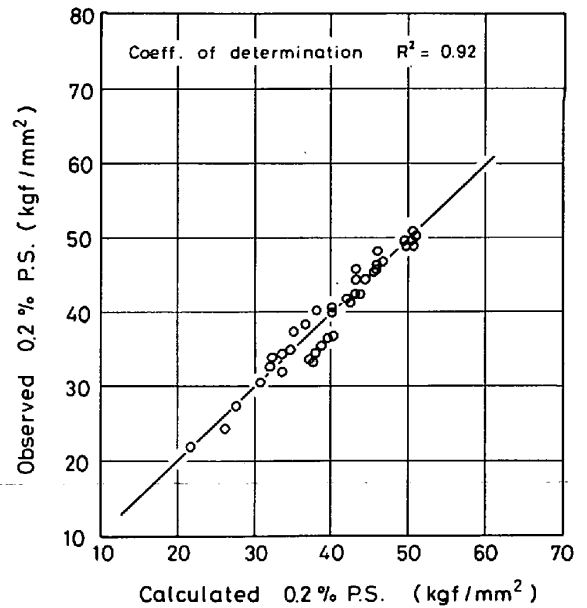


Fig. 2. Comparison of calculated and observed 0.2% proof stress.

きい。このような相違は実験条件とくに調べた化学組成すなわち基本組成や合金元素の変動量の差などに起因すると考えられる。一方、置換型オーステナイト形成元素の強化は前述した Fig. 1 や (1) 式からもわかるように置換型フェライト形成元素のそれにくらべ著しく小さい。なお、Fig. 1 と (1) 式の間で単位 Mn 量当たりの強化の度合いが異なり両者の相対的な差は約 0.7 kgf/mm² であるが、この差は Fig. 1 の結果が 0.7C-15Mn-4Ni 鋼を基本組成とし Mn 量のみを変えて得られたものであるのに対し、(1) 式は複数の合金元素を同時にしかも大幅に変化させ線形回帰線分析を行つて得られたものであり、このような実験条件の差に起因すると考えられる。いずれにせよ単位 Mn 量当たりの 0.2% 耐力の変動は 0.5 kgf/mm² 以下と小さい。

オーステナイト系ステンレス鋼についても 0.2% 耐力と鋼組成との間の線形回帰式が求められており⁹⁾¹²⁾、Table 2 に本実験の結果と比較して示した。定性的な傾向は本実験の結果とほぼ同様であるが、オーステナイト系ステンレス鋼の場合との最大の相違点は V の効果につ

Table 2. Change in 0.2% proof stress per wt % alloying element.

Researchers (Alloy)	C	N	Cr	Mo	V	Si	Mn	Ni	Ti	Nb
Present work (Fe-Mn-C)	13.85	51.55	0.93	2.48	11.38	—	-0.47	-0.1	—	—
Irvine et al. ⁹⁾ (Fe-Cr-Ni)	35.65	49.60	0.37	1.46	1.86	2.0	0	0	2.64	4.0
Dyson et al. ¹²⁾ (Fe-Cr-Ni)	26.35	55.80	0.60	1.46	1.53	2.17	0	0	2.33	4.34

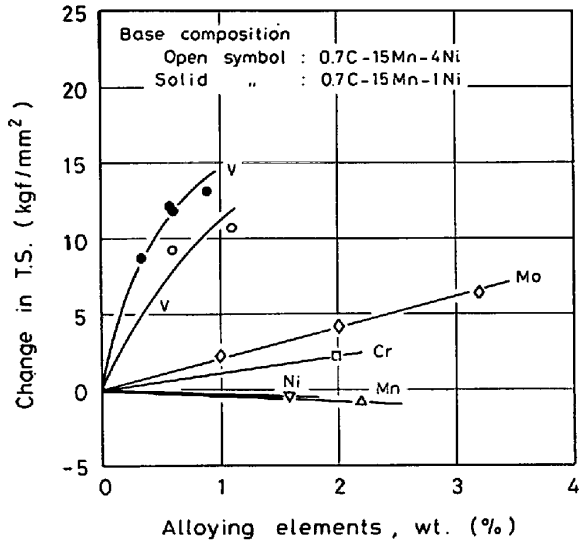


Fig. 3. Changes in tensile strength as functions of alloying elements.

いてである。オーステナイト系ステンレス鋼の場合、V が 0.2% 耐力を大きくする度合いは Mo とほぼ同じ程度であるのに対し、Fe-Mn-C 系オーステナイト合金では V が 0.2% 耐力を上げる度合いが Mo の約 4.6 倍もの大きな効果が認められる点である。また、いずれの合金系の場合も同じ侵入型元素であるにもかかわらず N は C に比べ 0.2% 耐力を高める度合いが大きい。このことは格子定数効果のみでは説明がつかず、N の価電子数が C のそれより大きいからであるとする考え方¹⁰⁾や N の添加による clustering に起因するものとする考え方¹²⁾があるが、いまだはつきりしたことはわかっていない。1050 °C から水冷した 21Cr-14Mn 鋼では C、N などの溶質元素が粒界に偏析するという報告¹⁵⁾があり、したがって C、N は基地に固溶することによる固溶硬化のほか粒界に偏析して粒界を強化する効果の両方の効果を通じて 0.2% 耐力を増加せしめるものと考えられる。

Fig. 3 は 0.7C-15Mn-4Ni シリーズ鋼について引張強さに及ぼす合金元素の影響をしらべ引張強さの変化量を合金添加量に対してプロットしたものであり、V については Ni 量の少ない 0.7C-15Mn-1Ni 鋼についてもプロットした。図は各合金元素が引張強さを増大せしめる度合いは大きい順に V ≫ Mo > Cr であり、Ni、Mn はわずかではあるがむしろ引張強さを低下せしめることを示す。また、同一 V 量に対する引張強さは Ni が多い 0.7C-15Mn-4Ni 鋼の方が小さい。Ni は積層欠陥エネルギーを大きくする元素としてよく知られており¹⁶⁾、積層欠陥エネルギーが大きくなると加工硬化が抑制されるので引張強さを低下せしめる方向に働らくものと考えられる。V はオーステナイト系ステンレス鋼の場合には 0.2

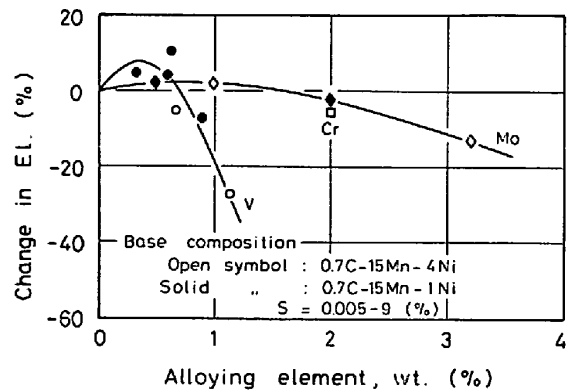


Fig. 4. Changes in elongation as functions of alloying elements.

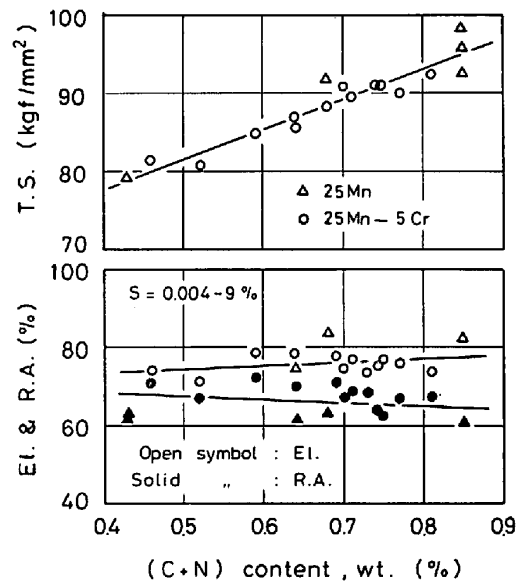


Fig. 5. Effects of (C+N) content on the tensile properties.

% 耐力を大きく増加せしめるが引張強さに対しては効果がないと報告されている⁹⁾。すなわち、不安定オーステナイト系ステンレス鋼に V を添加して引張変形中に発生する加工誘起マルテンサイト変態が抑制されると引張強さが低下する¹⁷⁾。しかし、安定オーステナイト系ステンレス鋼の引張強さは V を添加しても変化しない⁹⁾。0.7C-15Mn-1Ni 鋼について円柱状の試片 (直径 5 mm、長さ 8 mm) を用いて圧縮試験を行い加工誘起マルテンサイトの発生量を求めた結果、圧縮ひずみ 3% で発生するマルテンサイト量は 0.5% 以下であり著しく少ない。したがって、Fig. 3 の結果はほぼ安定オーステナイトの引張強さに及ぼす合金元素の影響を示しているものと理解される。

Fig. 4 は Fig. 3 に示したとおり 0.7C-15Mn-4Ni 鋼の引張強さを増大せしめる強化元素 V、Mo、Cr の伸

びに及ぼす影響を示したものである。図はこれらの合金元素の添加量がある量を越えるといずれも伸びを低下せしめるが、その度合いはVのそれがもつとも大きいことを示す。1.2C-15Mn 耐摩鋳鋼についても Mo, Cr を添加すると伸びが低下すると報告されている⁵⁾。

引張特性に及ぼす C, N の影響をオーステナイトが安定な 25Mn 鋼および 25Mn-5Cr 鋼についてしらべたのが Fig. 5 である。図は引張強さが C, N の添加量が多いほど増加し、C+N 量に比例することを示す。一方、伸びは C+N 量が多いとわずかな増加する傾向がみられ、絞りには逆にわずかに減少の傾向を示す。引張延性に及ぼす C, N の影響について同様の結果が 35Mn-5Cr 鋼についても報告されている¹¹⁾。

Fe-Mn-C 系オーステナイト合金は耐摩耗用鋼として使用されてきたことからわかるように代表的な難削材として知られており、快削性元素として S, Ca などを添加した被削性の改善に関する検討が行われている¹⁸⁾。それによると 0.05% 程度の S を添加すると被削性が著しく改善される。Fig. 6 は一例として 0.5C-15Mn-1Ni-0.6V 鋼の引張延性におよぼす S 量の影響をしらべたものであり S の量が多いと伸び、絞りとも低下の傾向を示す。図はまた S の添加量が調査した範囲の 0.06% 未満なら引張延性の絶対値が十分高いことを示す。

3.1.2 引張特性に及ぼす固溶化熱処理温度の影響

固溶化熱処理時の加熱温度を種々変えて 0.7C-15Mn-1Ni 鋼の引張特性を調べた。Fig. 7 は加熱温度と引張特性との関係を示したものであり、図は 0.2% 耐力、引張強さ、絞りが加熱温度の高いほど低下し、伸びはほと

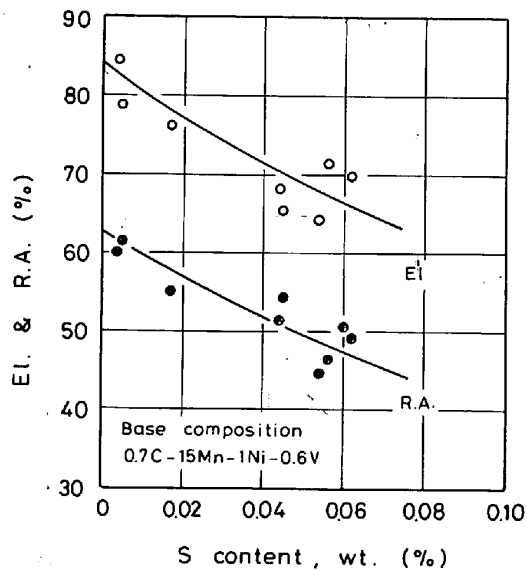


Fig. 6. Changes tensile ductilities as a function of S content.

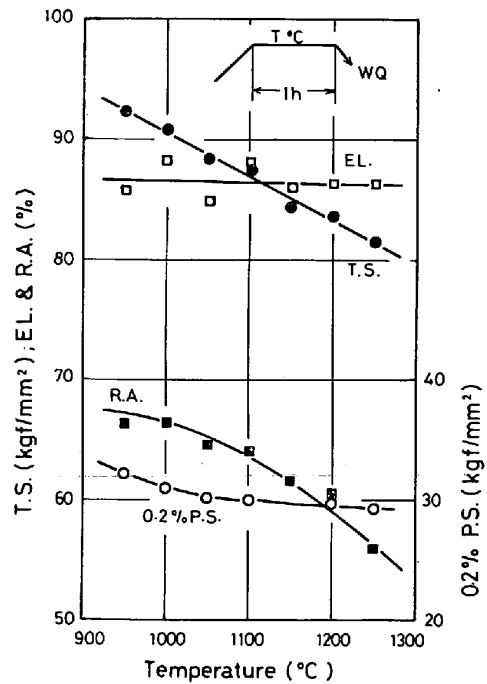


Fig. 7. Effect of solution-annealing temperature on the tensile properties of 0.7C-15Mn-1Ni steel.

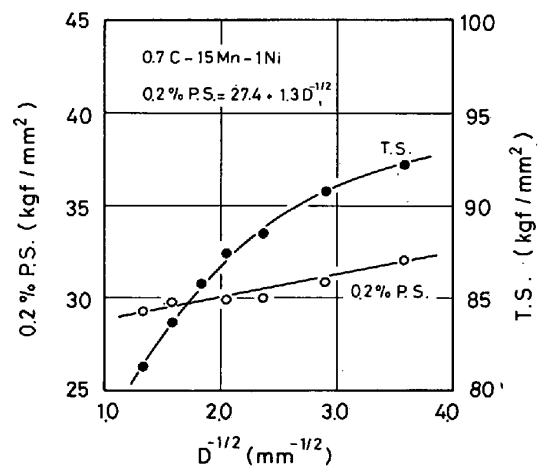


Fig. 8. Effect of grain size on the 0.2% proof stress and tensile strength of 0.7C-15Mn-1Ni steel.

んど温度に依存しないことを示す。各加熱温度に対する結晶粒径(D)を求め、0.2% 耐力と引張強さを $D^{-1/2}$ に対してプロットしたのが Fig. 8 である。図は 0.2% 耐力が $D^{-1/2}$ に対して直線的に増加し(2)式のようなPetchの関係が成立することを示す。

$$0.2\% \text{ P.S. (kgf/mm}^2\text{)} = 27.4 + 1.3D^{-1/2} \dots (2)$$

この結果は 35Mn-5Cr 鋼で得られている結果¹¹⁾ とよく一致する。また、細粒化元素として Nb, V, Ti を微量添加することにより結晶粒の微細化を計った報告¹⁹⁾ によると 0.2% 耐力の結晶粒度依存性は(2)式の結果より

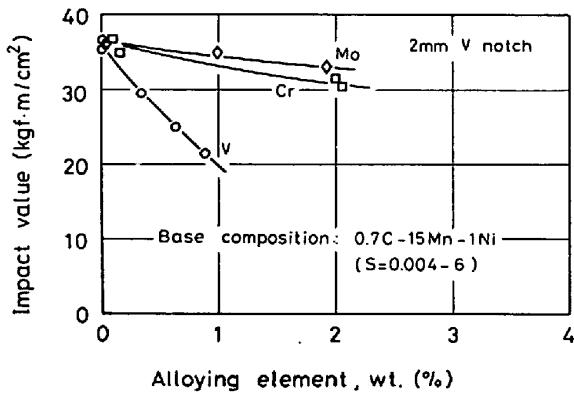


Fig. 9. Change in impact value as functions of alloying elements.

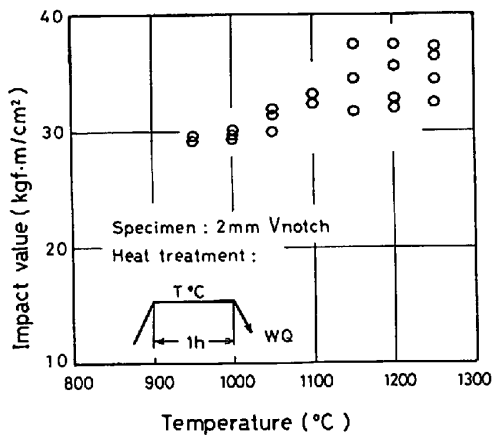


Fig. 10. Effect of solution-annealing temperature on the impact value of 0.7C-15Mn-1Ni steel.

大きい。一方、引張強さは $D^{-1/2}$ が大きいほど増大し、引張強さの結晶粒度依存性は 0.2% 耐力のそれより大きい。

3.2 シャルピー衝撃値

3.2.1 シャルピー衝撃値に及ぼす鋼組成の影響

Fig. 1, Fig. 3 に示したように V, Mo, Cr は強化元素として働くことが分かった。そこでこれらの強化元素が衝撃値にどう影響するかを調べるため 0.7C-15Mn-1Ni 鋼にこれら強化元素を添加しシャルピー試験を行った。結果を Fig. 9 に示す。衝撃値は V の添加により低下するが、その添加量が 1% 程度なら衝撃値は 20 kgf·m/cm² 以上の大きな値を示す。また、Cr, Mo の添加によっても衝撃値は低下の傾向を示すがその度合は小さい。

3.2.2 シャルピー衝撃値に及ぼす熱処理温度の影響

引張特性の場合と同様に固溶化焼なまし温度を種々変えて 0.7C-15Mn-1Ni 鋼の衝撃値におよぼす温度の影響をしらべた。結果を Fig. 10 に示したが、衝撃値は 29 ~ 38 kgf·m/cm² の範囲の高い値であり、固溶化焼なまし

し温度に対する衝撃値の変化は系統的ではない。しかし、固溶化焼なまし温度が 1100°C 以上の高温では衝撃値が高目であり、このことは温度が高いほど強度が低下するという Fig. 7 の結果と対応しているものと考えられる。

3.3 V の強化機構について

Table 2 に示したように V の添加による強度の上昇は他の置換型元素を添加した場合のそれにくらべて著しく大きく、C のそれにはほぼ匹敵する。本節では V の添加量を連続的に変えた 0.7C-15Mn-1Ni 鋼について V の強化機構に関する検討を行う。

オーステナイト系ステンレス鋼の場合には V を含めたフェライト形成元素や C の添加による 0.2% 耐力の増加がいわゆる格子定数効果で説明されている¹²⁾²⁰⁾。そこで本実験の場合もまず同様の検討を行うため Fe-Mn-C 系オーステナイト合金の格子定数に及ぼす合金元素の影響を調べた。線形回帰分析を行った結果格子定数と合金元素の添加量との間に次の関係を見出した。

$$\begin{aligned}
 a(\text{\AA}) = & 3.58404 + 0.00357(\%C) + 0.00418(\%N) \\
 & + 0.00014(\%Mn) + 0.00143(\%Cu) \\
 & + 0.00012(\%Ni) + 0.00009(\%Cr) \\
 & + 0.00343(\%Mo) + 0.00020(\%V) \\
 & - 0.00293(\%Ti) \dots\dots\dots (3)
 \end{aligned}$$

ただし、合金元素量は原子(%), 決定係数 $R^2=0.94$ である。Fig. 11 は格子定数の実測値と (3) 式から計算で求めた値との関係を示したものである。合金元素単位 at% 当たりの 0.2% 耐力の変化を同じく格子定数の変化に対してプロットして Fig. 12 に示す。なお、オーステナイト系ステンレス鋼の 0.2% 耐力に及ぼす置換型合金元素のうち強化が認められるフェライト形成元素の影

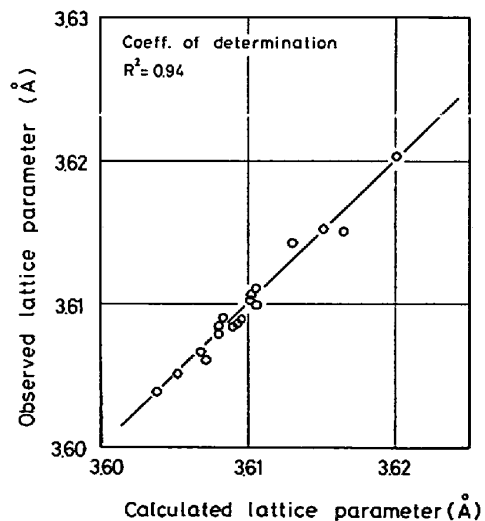


Fig. 11. Comparison of calculated and observed lattice parameter.

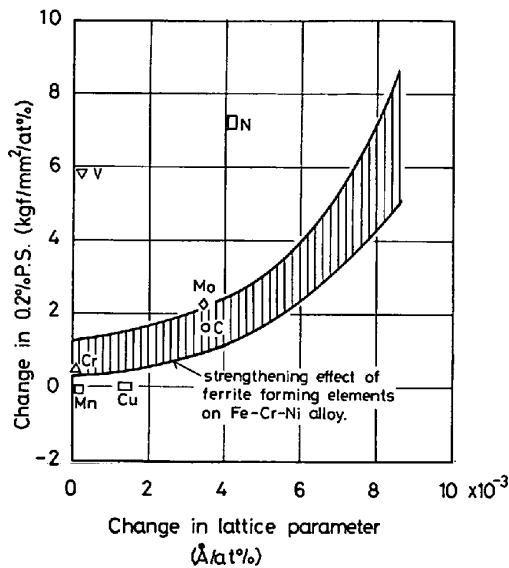


Fig. 12. The change in 0.2% proof stress as a function of the change in lattice parameter, curves of Fe-Cr-Ni alloy refers to Dyson & Holmes.

響について DYSON と HOLMES¹²⁾ が求めた結果も合わせて示した。オーステナイト系ステンレス鋼の場合には置換型のフェライト形成元素を添加することにより発生する格子歪が大きいほど 0.2% 耐力の増加は大きい。一方、置換型オーステナイト形成元素を添加しても格子定数に変化するにもかかわらず 0.2% 耐力はほとんど増加しない¹²⁾。また、侵入型元素 N の強化はオーステナイト系ステンレス鋼の場合 1 at% 当たり 14.1 kgf/mm² であり格子定数効果から期待される値より著しく大きい¹²⁾。このような N の効果は前述したように価電子数¹⁰⁾、Clustering¹²⁾ で説明されているが現在までのところはつきりした N の強化機構はわかっていない。本実験の結果は V をのぞきオーステナイト系ステンレス鋼の場合とほぼ同様の傾向を示す。

V の場合は Fig. 12 にも示したように格子定数の変化が小さいにもかかわらず 0.2% 耐力の増分が著しく大きく、V の強化が固溶硬化で説明できないことは明らかである。次に、C をほとんど含有しない高 Mn オーステナイト鋼の場合にも同様に V の添加による大きな強度の上昇が認められるか否かをしらべるため C 量を 0.02% に抑え代りに Mn を増やすことによりオーステナイトの安定化を計った 0.02C-34Mn 鋼の 0.2% 耐力、引張強さに及ぼす V, Nb の影響をしらべた。結果を Fig. 13 に示す。なお、オーステナイト結晶粒度をしらべた結果、いずれも粒度番号 6.6~7.7 であった。図は V の添加による強度の上昇が Fig. 1, Fig. 3 に示した高 C-高 Mn オーステナイト鋼の場合にくらべて著しく小さ

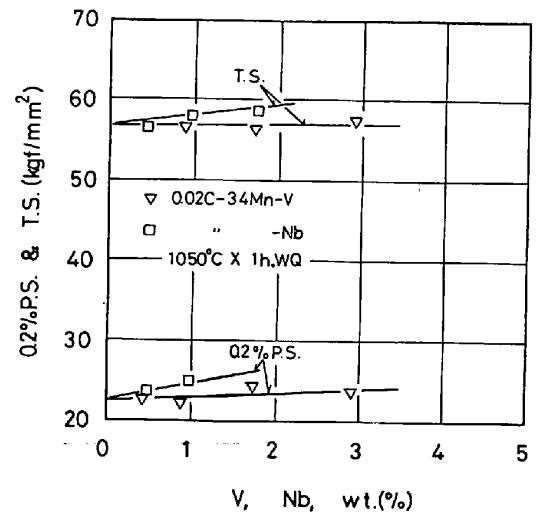


Fig. 13. Effect of V and Nb content on the 0.2% proof stress and tensile strength of Fe-34 Mn alloy.

く、V 1% 当たりの 0.2% 耐力の増分はただか 1 kgf/mm² 以下であり (1) 式から計算される値 11.38 kgf/mm² にくらべても極めて小さいことを示す。また引張強さも同様であり V を添加してもほとんど増加しない。これらの結果は Cr-Ni オーステナイト系ステンレス鋼の場合⁹⁾ と同様の傾向である。一方、Nb は 0.2% 耐力、引張強さいずれをも若干増加させる。これらの結果は結晶粒度の変化が小さい場合では V の強化元素としての寄与が小さく、しかも格子定数の変化から推察されるように V の固溶硬化が小さいことを示すものと考えられる。

一方、V は細粒化元素として働くと考えられるので V の添加による細粒強化が予想される。この点を系統的に調べるため 0.5C-15Mn-1Ni 鋼に V を連続的に添加してオーステナイト結晶粒度を調べた。結果を Fig. 14 に示す。図は V の添加によつて固溶化焼まし状態の結晶粒径が著しく微細化し V の添加量が少ない範囲でこの傾向がやや大きいことを示す。Fig. 14 から V を添加しない場合のオーステナイト粒径は 173 μ であり V を 1% 添加するとオーステナイト結晶粒径は 30 μ にまで微細化されることがわかる。(2)式から V 1% 当たりの細粒強化に起因する 0.2% 耐力の増分を求めると 4.38 kgf/mm² であり (1) 式から計算される V 1% 当たりの 0.2% 耐力の全増分 11.38 kgf/mm² にくらべるとかなり小さい。両者の差 7.0 kgf/mm² は固溶硬化や細粒化以外の強化機構が働いたため生じたものであると考えられる。さらに、V 添加鋼について結晶粒径 D を測定したのと同じ試験片で 0.2% 耐力を求めた結果 0.2% 耐力と $D^{-1/2}$ との間につきの関係が認められた。

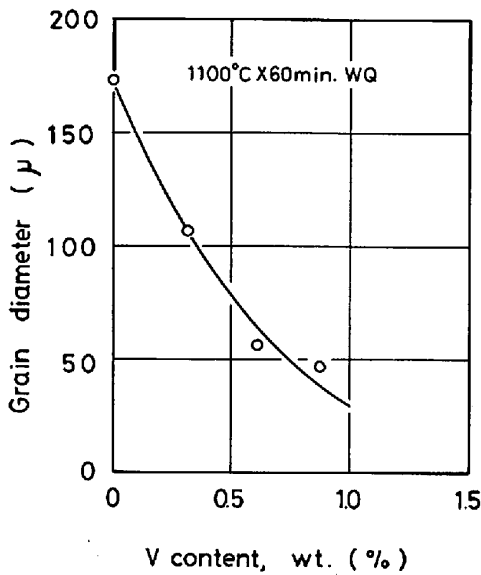


Fig. 14. Effect of V content on the grain size of 0.7C-15Mn-1Ni.

Table 3. X-ray diffraction spectra of electrolytic extracted residue.

Measured value		VC (ASTM card)		
d (Å)	1/l.	d (Å)	1/l.	hkl
2.397	15	2.40	100	111
2.077	19	2.07	100	200
1.468	8	1.47	50	220
1.252	6	1.25	25	311
1.198	3	1.20	10	222

$$0.2\%P.S. (kgf/mm^2) = 26.0 + 3.2D^{-1/2} \dots\dots (4)$$

(4) 式で 0.2% 耐力の結晶粒度依存性の大小を表わす Petch 定数 K_y は $3.2 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ であり、結晶粒度を固溶化焼なまし温度を変えることにより制御した(2)式の $K_y = 1.3 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ とくらべると約 2.5 倍である。以上のことから、V を添加することによって生じる 0.2% 耐力の大きな増加は現象的に細粒強化と K_y が著しく増加することとに起因していると考えられる。

V の添加による強化機構としてほかに未溶解バナジウム炭化物の分散強化が推定された。そこで V を 0.62% 添加した 0.72C-16Mn-1Ni を 10% 塩酸メタノール中で電流密度 20 mA/cm^2 、20 時間の電解抽出を行い残渣の X 線回折を行った結果 Table 3 に示すように VC 型の炭化物が認められた。そこで抽出残渣中の V 量から全 C 量 0.72% のうち VC として固定されている C 量を求めると 0.01% であり、(1)式からオーステナイト基地中の C 量が 0.01% 減少することによる 0.2% 耐力への影響は 0.14 kgf/mm^2 にすぎない。また、組織観察か

ら 1100°C に加熱後水冷した状態の未溶解炭化物の分散は粗くしかも寸法が大きいので炭化物の析出に起因する分散強化はほとんど無視できるものと考えられる。

さらに、前述したように C をほとんど含まない Fe-Mn-V 系オーステナイト合金では V の添加による細粒化や強化がほとんどみられず、V の強化は V と多量の C が共存する場合に生じることから V と C のある種の交互作用に起因した現象なのか、また V の添加による積層欠陥エネルギーの変化にも関連があるのか本実験の範囲では明らかではないが今後さらにこれらの強化機構についての詳細な検討が必要である。

4. 結 言

構造用高マンガン非磁性鋼の強度設計を行うための基礎資料として、Fe-Mn-C 系オーステナイト合金の固溶化焼なまし状態の機械的性質すなわち引張特性と衝撃値に及ぼす合金元素ならびに一部のものについては固溶化熱処理温度の影響をしらべた。とくに、V の添加により著しい強度の上昇が認められたのでその強化機構についても考察した。結果を要約すると次のとおりである。

1. 0.2% 耐力と各種合金元素量との線形回帰式を求めた。各元素の単位添加量当たりの 0.2% 耐力の増加は調査した置換型フェライト形成元素 V, Cr, Mo のうちで V のそれがもつとも大きい。また、侵入型元素 C と N の 0.2% 耐力への影響をくらべると N のそれが C のそれより大きく C の 3.7 倍である。オーステナイト形成元素 Ni, Mn は 0.2% 耐力の増加にほとんど寄与しない。

2. 引張強さは置換型フェライト形成元素の添加によって増加し、とくに V の効果もつとも大きくついで Mo, Cr の順である。侵入型元素 C と N の添加による引張強さの増加の度合いは両元素間で等しい。しかし、オーステナイト形成元素 Ni, Mn を添加すると引張強さはわずかではあるがむしろ減少の傾向を示す。

3. 伸びはある量以上の V, Mo, Cr を添加すると減少の傾向を示し V を添加した場合その度合いが Mo, Cr にくらべて大きい。また、C, N を添加しても伸びは低下しない。快削性元素として有効な S を添加すると引張延性は低下するが、被削性の改善に必要な量約 0.05% 添加しても伸びは 60% 以上、絞りは 40% 以上の大きな値を示す。

4. 固溶化熱処理温度を変えて引張特性を求めた結果、強度は高温ほど低下し、引張特性のうち伸びはほとんど変化しないが絞りは低下する。0.2% 耐力と結晶粒度 D との間に次の関係が認められた。

$$0.2\%P.S. (kgf/mm^2) = 27.4 + 1.3D^{-1/2}$$

また、引張強さの結晶粒度依存性は0.2%耐力のそれにくらべて大きい。

5. シャルピー衝撃値は強化元素 V, Cr, Mo を添加すると減少の傾向を示す。しかし、添加量が1%以下であれば衝撃値は 20 kgf·m/cm² 以上の値を示す。

6. 衝撃値は固溶化熱処理温度が高いと 30 kgf·m/cm² 以上の高い値を示し、このことは高温ほど強度が低下することと対応している。

7. Vが0.2%耐力を増加させる度合いはCのそれに匹敵する。Vの添加量を連続的に変えて強化機構を検討し次の知見を得た。

7.1 Vの添加による格子定数の変化は小さく 0.2%耐力の増加はいわゆる格子定数効果で説明できない。またVの固溶硬化は小さい。

7.2 Vは固溶化焼なまし状態の Fe-Mn-C 系オーステナイト合金に対して顕著な細粒化効果を示し、調査した範囲ではV量が多いほど結晶粒が細かい。

7.3 Vの添加量を系統的に変えた場合の 0.2% 耐力の結晶粒度依存性は前述した固溶化熱処理温度を変えて結晶粒度を制御した場合のそれにくらべて大きい。

7.4 以上からVの添加による 0.2% 耐力の著しい増加は現象的にVの細粒強化と Petch 定数 K_y が著しく大きくなることとにより生じたものと考えられる。

研究の発表を許可された大同特殊鋼(株)常務取締役研究開発本部長沢繁樹博士に深く感謝致します。また実験の一部を分担していただいた中央研究所第3研究室市川二郎氏に厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) 日下邦男: 特殊鋼, 9(1990), p. 56
- 2) A. J. LENE: Precipitation from Solid Solution,

ASM, (1975), p. 295

- 3) 遠藤 信, 行方二郎: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 734
- 4) 西村富隆, 菊地侃生, 今村元昭: 電気製鋼, 48 (1977), p. 65
- 5) H. S. AVERY and H. J. CHAPIN: Welding J., 33 (1954), p. 459
- 6) H. S. AVERY and M. J. DAY: Metals Handbook, ASM, (1948), p. 526
- 7) 遠藤 信, 行方二郎: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 490
- 8) 加藤哲男, 藤倉正国, 川崎成人, 石田清仁: 鉄と鋼, 65(1979), S 372
- 9) K. J. IRVINE, T. GLADMAN, and F. B. PICKERING: JISI, 207 (1969), p. 1017
- 10) C. M. HSIAO and E. J. DULIS: Trans. ASM, 52 (1960), p. 855
- 11) 藤倉正国, 加藤哲男: 鉄と鋼, 64(1978), p. 2195
- 12) D. J. DYSON and B. HOLMES: JISI, 208 (1970), p. 469
- 13) C. M. HSIAO and E. J. DULIS: Trans. ASM, 49 (1957), p. 758
- 14) T. KATO, S. FUKUI, M. FUJIKURA, and K. ISHIDA: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 673
- 15) V. K. RAO, D. M. R. TAPLIN, and P. R. RAO: Met. Trans., 6A (1975), p. 77
- 16) 例えば, C. G. RHODES and A. W. THOMPSON: Met. Trans., 8A(1977), p. 1901
- 17) J. P. BRESSANELLI and A. MOSKOWITZ: Trans. ASM, 59 (1966), p. 223
- 18) 例えば, 加藤哲男, 阿部山尚三, 木村篤良: 電気製鋼, 49 (1978), p. 177
- 19) 吉村博文, 山田直臣, 矢田 浩, 本間弘之, 伊藤 悌二: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 321
- 20) K. J. IRVINE, D. T. LLEWELLYN, and F. B. PICKERING: JISI, 199 (1961), p. 153