

UDC 669.15'26'74-194.56 : 669.14.98.41 : 539.55 : 536.41 : 620.178.746.
22 : 620.172

論 文

高 Mn-Cr 鋼の組織, 低温靱性および熱膨張率について*

吉村 博文**・山田 直臣***・矢田 浩***

本間 弘之****・伊藤 悌二*****

Microstructure, Low Temperature Toughness and Thermal Expansion Coefficient of High Manganese-Chromium Steel

Hirofumi YOSHIMURA, Nao'omi YAMADA, Hiroshi YADA,

Hiroyuki HONMA, and Teiji Itō

Synopsis:

In order to develop the austenitic steel for cryogenic use, micro structure, mechanical properties especially low temperature toughness, and thermal expansion coefficient of manganese-chromium steels with much amount of manganese as an austenitizing element, have been investigated. The results obtained are as follows.

It is found that 25 Mn-5Cr-1Ni steel, selected as optimum base composition, has excellent notch toughness and low thermal expansion coefficient of $6.7 \sim 7.2 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$. Further the addition of niobium, vanadium and titanium to base composition result in the refinement of austenite grain size which increase the strength considerably but decrease the notch toughness a little. Especially the addition of 0.1% niobium contribute to the high tensile strength of 70 kg/mm² and keep the low temperature toughness σ_{E-196} more than 5 kgm. The addition of nitrogen increases only the 0.2% proof strength.

(Received July 26, 1974)

1. 緒 言

一般に実用オーステナイト鋼は 18-8 ステンレス鋼や耐熱鋼などのように Ni, Cr をともに高くして耐食性, 耐熱性などを向上させたものが多いが, オーステナイト鋼のもう 1 つの特性として結晶構造が面心立方格子 (FCC) であるために, 体心立方格子 (BCC) のフェライト相のように低温脆性を示すことなく完全延性という特性をもっている。

したがってこれら耐食用, 耐熱用として開発されたオーステナイト鋼もそのまま低温用鋼として適用される場合が多い。また非鉄材料においても完全 FCC 構造をもつ Al 合金例えば 5083 (Al-Mg) 合金なども耐食合金と

して開発されたものであるが, これを低温用材料として適用される場合も多い。

フェライト系低温用鋼としてもつともよく知られているものに 9 Ni 鋼があり低温靱性のすぐれたものとして実用化されており, またこれより Ni 量を低減し特殊な熱処理を適用した 5.5 Ni 鋼¹⁾も良好な低温靱性を有するものとして開発されている。これらフェライト系低温用鋼もその微細組織を検討してみると, フェライト地に微細にオーステナイトを分散析出させているものであり, この析出オーステナイトが破壊の発生伝播を阻止していると考え^{2)~4)}ならばこれらフェライト系低温用鋼もやはりオーステナイトの低温靱性を利用しているものと解釈できる。

* 昭和48年10月本会講演大会にて発表
昭和49年6月26日受付

** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所技術研究所 工博 (Technical Research Laboratories, Yawata Steel Works, Nippon Steel Corp., Edamitsu, Yawata-ku, Kitakyushu 805)

*** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所技術研究所 (Nippon Steel Corp.)

**** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 Ph. D (Nippon Steel Corp.)

***** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 工博 (Nippon Steel Corp.)

このようにオーステナイト組織を有する材料は低温靱性に対してきわめて有利な特性を有している。

低温用材料としては靱性の他に低温における熱膨張率も考慮する必要がある。FCC 系材料はそれが一般的に大きく熱サイクルによる材料の膨張収縮を低温用構造物の設計上で考慮しなければならず、また熱膨張率の小さいアンバー (Fe-36%Ni 合金) を使用する場合もあるが、いずれもコスト的に問題が多く、最近より安価でかつ熱膨張率の小さい FCC 系材料の要求も強い。

そこで著者は、低温での諸特性、とくに靱性、熱膨張率に注目して組織的にオーステナイト鋼にするように、高価な Ni の代りにより安価でしかも Ni と同じオーステナイト化元素である Mn に注目し Mn-Cr 系オーステナイト鋼開発のための基礎研究を行なった。まず高 Mn-Cr 系をベースとして、安定オーステナイトでしかもすぐれた靱性を有し、かつ低温における平均熱膨張率のできるだけ小さいものについて探索し、適正ベース成分系の選定を行なった。さらにこのベース成分系において、上記諸特性におよぼす各種微量元素の添加効果について調べた。

2. 従来の研究結果の概要

Ni を Mn で置換した Mn-Cr-(Ni) 系オーステナイト鋼の研究はかなり古くから行なわれており、ドイツでは 1930 年代に 14Cr-8~12Mn 鋼が規格化され、また米国でも AISI 201, 202 の 2 種類の Cr-Mn-低 Ni-N 系があり、Ni なしの Tenelon 鋼 (C<0.1%, Mn 14.5%, Cr 17%, N 0.4%) なども市販されている⁵⁾⁶⁾。

状態図的な研究についてみると、室温まで安定なオーステナイトを得るには、KINZEL ら⁷⁾によると、20Mn-12Cr であり、また BINDER ら⁸⁾によると、N が 0.08~0.15% では Mn 約 12% 以上、Cr 15% 以下において得られるとしている。SCHUMANN⁹⁾、HOLDEN¹⁰⁾の最近の研究によると Fe-Mn 系の Fe 側に存在する相と Mn 量との関係は次のようになるとしている。

- (1) Mn : 0~10% : α 相ないし α' 相*
- (2) Mn : 10~15% : $\alpha' + \epsilon$ 相の混合相
- (3) Mn : 15~28% : $\epsilon + \gamma$ 相の混合相
- (4) Mn : 28% 以上 : γ 単一相

Fe-Mn 合金の相変態に関連して田村ら¹¹⁾は Ms 点と Md 点 (加工による α' 変態開始温度) 間の広い温度範囲で引張において変態誘起塑性 (Transformation Induced Plasticity) 現象を見いだしている。

* 以下記述簡略のため各相についてはほとんど、 γ , α , α' , ϵ のごとき記号にて記す。

Fe-Mn 合金の機械的性質におよぼす Mn 量の影響は、HOLDEN ら¹⁰⁾により検討されており、また SCHUMANN の報告¹²⁾によれば 16~19%Mn の範囲で Cr 量の増加とともに γ 単相となり低温靱性は向上することを報告している。

最近ソ連における Fe-Mn 合金の低温靱性に関する研究¹³⁾では、高 Mn オーステナイト鋼でも高 P になると脆化すると報告している。また小林ら¹⁴⁾は、10~15Cr-Mn 鋼の溶接金属を主体とした靱性につき調べている。

以上従来の研究は、まず耐食性耐熱性向上を主体として Cr を高くしたものについての研究か、あるいはハッドフィールド鋼のように高 Mn オーステナイト鋼の加工硬化の原因追究のための基礎研究、さらに $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態機構解明、一部溶接金属への適用についての研究などであるが、これらを低温用鋼板として適用するための系統的研究は従来あまり行なわれていない。

3. 実験方法

供試材として、まず ① -196°C の低温域まで安定して γ 相を有するベース成分系選定のために、Mn 5~35%, Cr 0~15%, Ni 0.05~1.0%, C 0.01~0.15% を主成分としたもの、② さらに ① で検討した安定 γ 相となるベース成分系に対して固溶ないし結晶粒の細粒化、強化元素として Nb, V, Ti および N の各種元素を添加した成分系につき溶解した。その化学成分範囲を Table 1 に示す。なお残部は鉄である。

供試材の製造工程は次のとおりである。

10~100 kg 溶解 (真空→アルゴン雰囲気)→7~100 kg 鋼塊に分注→1250°C 加熱圧延→950°C 仕上 (板厚 13 mm)→空冷→1050°C 1hr 溶体化処理後水冷した。

これら各種成分系供試材より組織を調べるために光学および電子顕微鏡観察用試片、また機械的性質を調べるために常温引張用に JIS 4 号引張試験片を、低温引張用には平行部径 10 mm ϕ 、標点距離 50 mm の試験片を用

Table 1. Chemical composition range of experimental steels.

(1) For the influence of manganese and chromium of stable austenite	(2) For the influence of various elements of strengthening by solid solution and grain refining
Mn : 5~35%	Nb : 0.08~0.15%
Cr : 0~15%	V : 0.05~0.10%
Ni : 0.05~1.0%	Ti : 0.06~0.09%
C : 0.01~0.15%	N : 0.07~0.19%
Si : 0.16~0.25%	P : 0.001~0.006%
	S : 0.010~0.014%

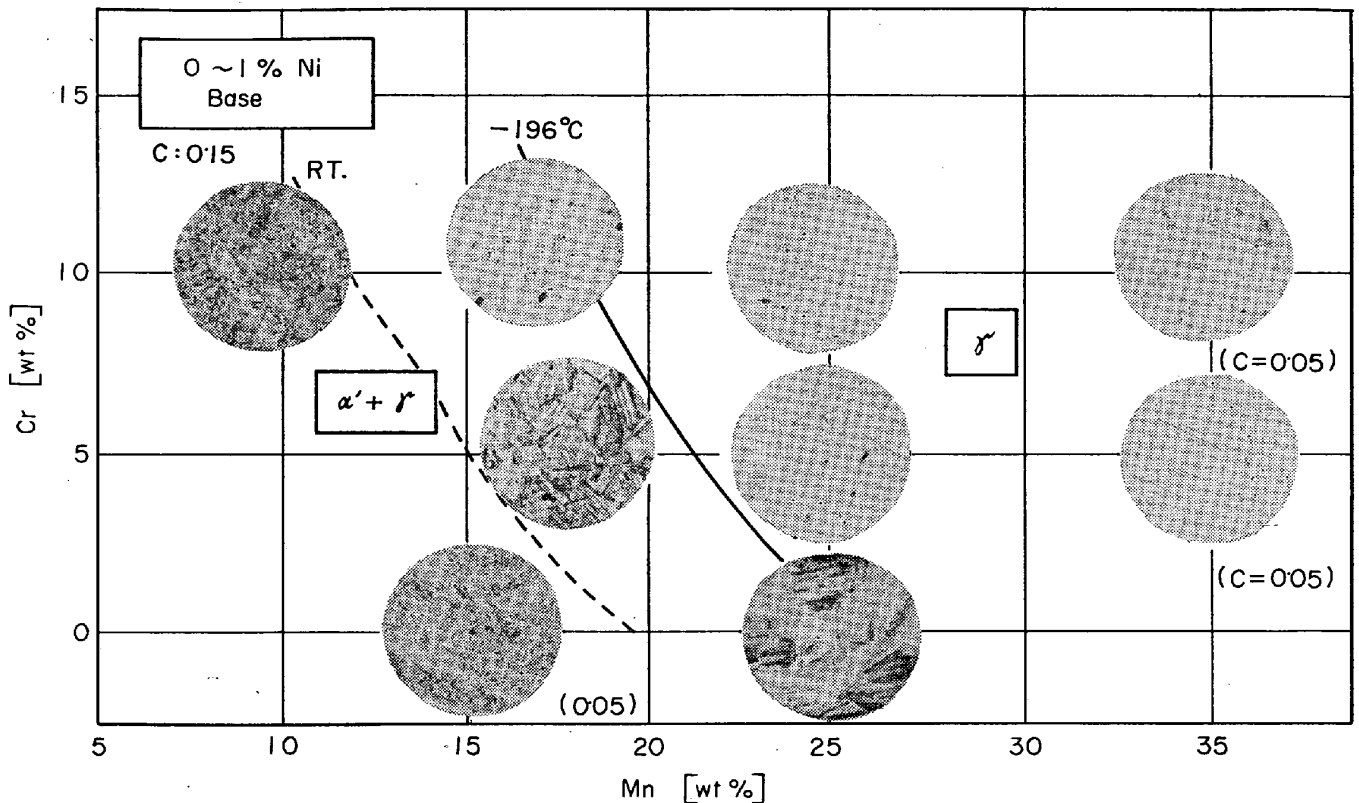


Fig. 1. Microstructure of manganese-chromium steels. (Magnification : $\times 200 \times \frac{2}{3}$)

い、衝撃試験用に JIS 4 号試験片を、さらに低温の平均熱膨張率を調べるために $3.5 \text{ mm } \phi \times 30 \text{ mm}$ の丸型試験片に熱電対を付するため軸中心に $2 \text{ mm } \phi \times 15 \text{ mm}$ の穴をあけたものを作製した。なお衝撃試験片のみ圧延方向に平行 (L 方向) と圧延方向に直角方向 (C 方向) の二種類を採取した。

光学顕微鏡組織の観察は倍率 200 倍で行ない、溶体化処理したものと、さらに -196°C の液体窒素に深冷処理したもののおののについて観察した。電子顕微鏡組織の観察は、 -196°C で引張加工を行なった供試材より採取した試験片から薄膜を作製し、これを日立製電子顕微鏡で加速電圧 100 kV で透過法により倍率 10 000 倍で観察した。引張試験は主に室温で行ない、一部につき 0°C , -50°C , -100°C , -150°C , -196°C で行なった。また衝撃試験は -196°C で行なった。 -196°C での衝撃試験における試験破断面についてはフェライトインディケーター* で α' 量の測定を行ない試験前後での α' 相の生成有無を調べた。

熱膨張率の測定は最初試験片を -196°C の液体窒素に深冷しその後昇温速度 $1.5 \sim 2^\circ\text{C} / \text{min}$ により温度上

昇させ室温までの熱膨張を測定し、この間の平均熱膨張率をもとめた。

4. 実験結果および考察

4.1 Mn-Cr 鋼の組織

Fig. 1 に Mn, Cr 含有量にもなう組織変化を示す。まずおのおのにつき溶体化処理後および -196°C に深冷処理後につき組織観察を行なった。なお Fig. 1 は -196°C に深冷処理後の組織のみ示し、溶体化処理後の組織については γ 相を示す Mn, Cr 成分の境界線のみを示した。なお γ 中の α' の有無はさらにフェライトインディケーターによつても確認した。

観察結果をまとめると次のようになる。

(1) まず溶体化処理後の観察結果では 10~15Mn, 0~10Cr の領域で $\alpha' + \gamma$ (ϵ 相も含む**) の二相からなるが、これより Mn, Cr の増量例えば 15Mn-10Cr 系, 25Mn-0Cr 系では、 γ 相となり高 Mn, Cr 化により γ 相の安定化の傾向がみられる。 γ 域を示す境界線は 10Mn-10Cr と 20Mn-0Cr を結ぶ線(点線)以上の Mn, Cr 量の成分範囲になる。

* γ 相に α もしくは α' 相が生成すると強磁性体を示す特性を利用して α もしくは α' 量を定量する装置で、本実験では Helmut Fischer GMBH 社 (西独) 製を使用した。

** γ 相中の ϵ 相は光学顕微鏡組織では積層欠陥、双晶境界などによるすじと区別しにくいので、一応 γ 相中の格子欠陥の一種として扱い ϵ 相存在の場合も γ 相として記述している。

(2) -196°C の深冷処理後では γ 域境界はかなり高 Mn, Cr 側に移動し, 例えば 15Mn-10Cr 系は溶体化処理後では γ 相であつたのが -196°C 深冷処理後では一部 α' 相があらわれて, γ 相を示す境界線は 15Mn-10Cr と 25Mn-0Cr とを結ぶ線 (実線) 以上の Mn, Cr の成分範囲になつてくる。

4.2 Mn-Cr 鋼の強度と靱性

Fig. 2 に溶体化処理後の Mn-Cr 鋼の各成分含有量における強度 (室温における 0.2% 耐力 (PS) と引張強さ (TS)) および靱性 (-196°C における V ノッチシャルピー衝撃値 vE_{-196}) の関係を示す。

その結果をまとめると次のようになる。

強度は低 Mn, Cr 側すなわち 15Mn-10Cr と 25Mn-0Cr とを結ぶ線以下の Mn, Cr 含有量の領域では非常に高い値を示し, 例えば 10Mn-5Cr 系では C 0.01% でも 0.2% PS 57.2 kg/mm², TS 135.3 kg/mm² を示している。これより Mn 量の増加とともに γ 域に入っていくにつれて強度は低下し TS で約 50 kg/mm² まで下ってくる。Cr についてもほぼ同様の傾向がみられる。C の効果は γ - α' 境界線に近づくにつれ室温で γ 相でもやや異なつた傾向を示し, 0.2% PS および TS に対してその効き方が異なり, 例えば γ - α' 境界域近くの 15Mn-10Cr 系では C 0.05% から 0.15% 増加で, 0.2% PS は 29.0 kg/mm² から 21.2 kg/mm² に低下し, 逆に TS は 98.1 kg/mm² から 107.6 kg/mm² に増加している。これは C 増量により, γ 化が強調され, 0.2% PS は低下し, TS の方は γ の加工硬化 (加工による ϵ 相

の生成が関係していると考えられる) が増加することによるものと考えられる。一方 γ 相例えば 25Mn-5Cr 系では C 0.05% から 0.15% 増加によつて PS は 15.0 kg/mm² から 20 kg/mm² に, また TS は 64.6 kg/mm² から 66.1 kg/mm² と γ 相の C による単調な強化により強度は上昇している。

靱性 (vE_{-196}) については, さきの強度とは全く逆の傾向で高 Mn, 高 Cr 側になると γ 相の比率の増加に伴い靱性は向上してくる。例えば 5Cr をベースとしてみると, 20Mn までは靱性は低いが 25Mn になると $vE_{-196} = 10 \text{ kgm}$ を示し, -196°C の低温においては充分な靱性を有している。25Mn-5Cr 系にさらに 1% の Ni を添加すると $vE_{-196} = 14.8 \text{ kg-m}$ と向上しきわめて安定した高位の靱性を示してくる。Cr についても Mn の場合とほぼ同様の傾向がみられる。

以上の結果から組織的に低温まで安定した γ 相を示し, かつ強靱性を示す成分系は, Mn-Cr 状態図において 15Mn-10Cr と 25Mn-0Cr を結ぶ線以上の Mn-Cr の成分においてえられ, かつこの範囲で, 例えば 25Mn-5Cr 系に Ni 1% を添加すると高靱性となる。また強度的には C 0.15% のもので, 0.2% PS 約 20 kg/mm², TS 約 60 kg/mm² がえられることがわかつた。

4.3 Mn-Cr 鋼の熱膨張率

低温における熱膨張率は低温用材料の特性の 1 つとして重要なものであり, できるだけ小さいものが望ましい。そこで上記で検討した Mn-Cr 系について室温 $\sim -196^{\circ}\text{C}$ での平均熱膨張率を調べた。その結果を Fig. 3

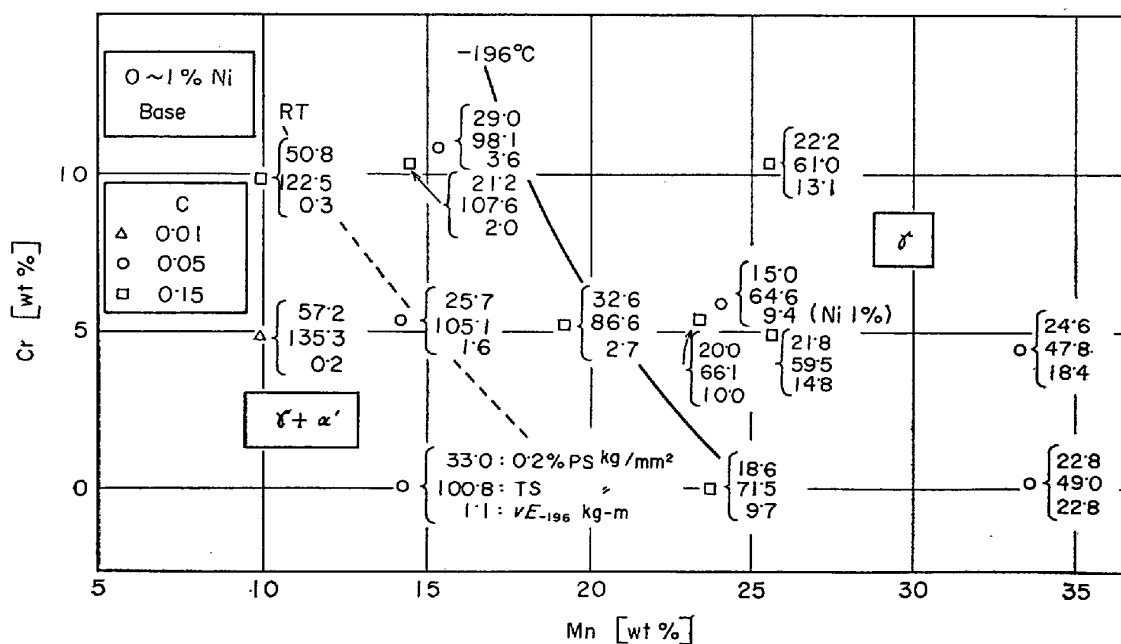


Fig. 2. Strength and toughness of manganese-chromium steels.

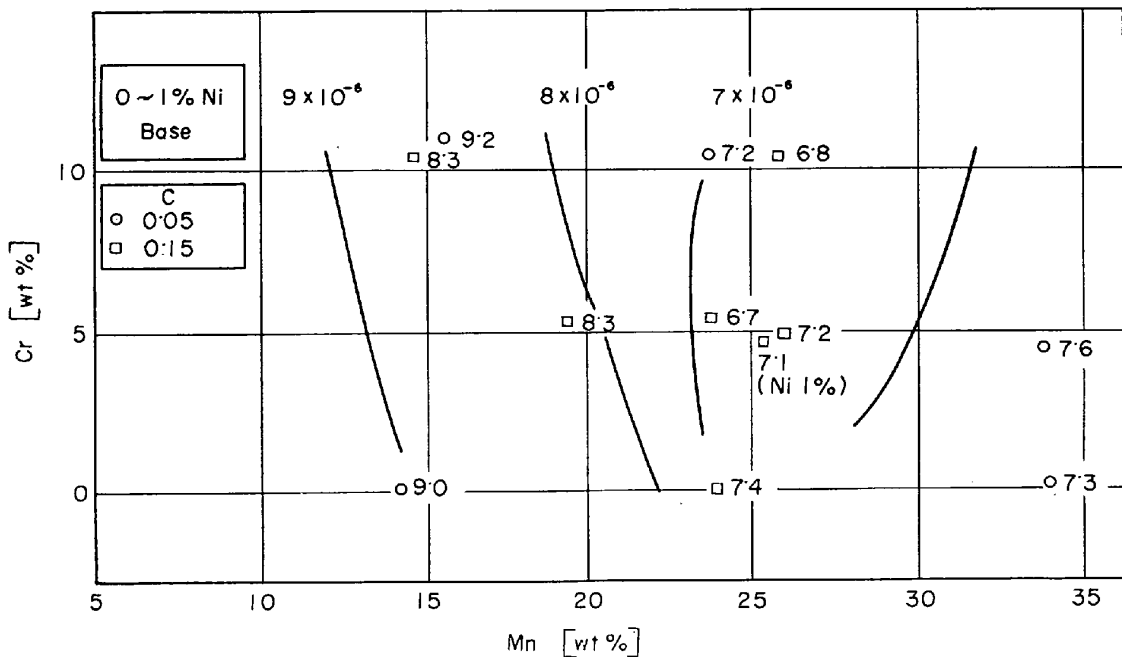


Fig. 3. Thermal expansion coefficient between room temperature and -196°C on manganese-chromium steels.

に示す。同図から明らかなように Mn-Cr 系オーステナイト鋼は、全般的に約 $9 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 以下であり、既存の Cr-Ni 系オーステナイト鋼のそれ (18-8 ステンレス鋼で $13 \sim 14 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) に比べてかなり低い値を示している。なかでも 25Mn-5Cr 系は $6.7 \sim 7.2 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ともつとも低く 18-8 ステンレス鋼の約半分であり、また同じ FCC 構造をもつ Al 合金のそれ ($18 \sim 23 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) の約 3 分の 1 程度である。一般に Mn が増量すると熱膨張率は増加する¹⁵⁾のが普通のようなのであるが、本研究のように多量の Mn 量においては必ずしもそうはならず低下する領域があることが見いだされた。

また 25Mn-5Cr 系に Ni 1% 添加でも熱膨張率はほとんど変化しない。

以上の結果から前述の項とあわせて低温まで安定した γ 相を示し強度、靱性ともに良好で、かつ熱膨張率の小さい成分系としては 0.15C-25Mn-5Cr-1Ni 系が選定される。

4.4 25Mn-5Cr-1Ni 鋼の組織、強度および靱性におよぼす微量元素の影響

前項において強度、靱性および熱膨張率の面から適正ベース成分系として 0.15C-25Mn-5Cr-1Ni 系を見いだしたが、これをベース成分系として Nb, V, Ti および N の微量元素の添加による組織、強度および靱性の変化について調べた。なお熱膨張率におよぼす影響はいずれの元素においてもベース成分系の測定値範囲内にあつて特に顕著な変化はみられなかつたので省略する。

4.4.1 組織変化

Photo. 1 にベース成分系の溶体化処理後の組織におよぼす Nb, V, Ti の添加効果を示す。なお N 添加材については組織的にあまり大きな変化がみとめられなかつたので省略する。

観察結果をまとめると次のようになる。

(1) Nb を添加すると γ 粒が著しく細粒化する。 γ 粒径はベース成分系で $39.1 \times 10^{-3} \text{mm}$ あるのに対して、0.08% および 0.11% Nb でおのおの $13.6, 9.0 \times 10^{-3} \text{mm}$ となる。これより Nb 0.1% 以上で飽和する傾向にある。

(2) V を添加すると組織的には Nb 添加の場合と同様に細粒化するが、その程度は Nb の場合に比べてやや小さく 0.05% および 0.10% V で γ 粒径はおのおの $18.8, 14.5 \times 10^{-3} \text{mm}$ となる。

(3) Ti を添加すると Nb, V 添加の場合と同様に γ 粒は細粒化するが、その程度は Nb, V の中間になつており 0.06% および 0.09% Ti で γ 粒径はおのおの $21.1, 10.5 \times 10^{-3} \text{mm}$ となる。

Photo. 2 に 25Mn-5Cr-1Ni-0.1Nb 鋼について -196°C で約 3% の引張加工を与えた後の透過電顕組織を示す。大きな γ 粒内に ϵ 相と思われる帯状の相 (符号 A) と Nb の炭化物ないし窒化物と思われる粒状の析出物 (符号 B) が混在する組織を示している。

4.4.2 強度と靱性の変化

Fig. 4~7 に 25Mn-5Cr-1Ni ベース成分系に Nb,

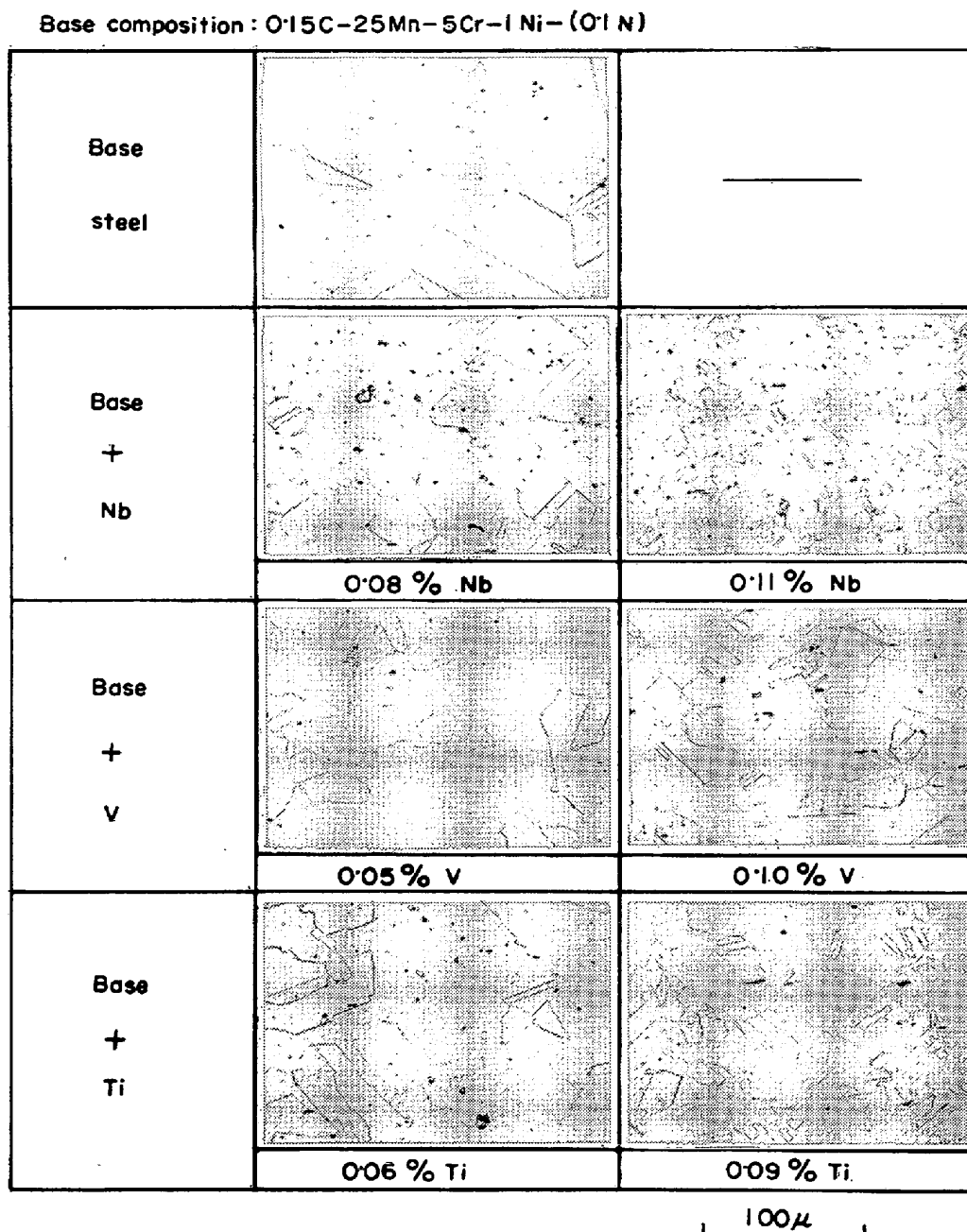


Photo. 1. Microstructural change by the addition of niobium, vanadium and titanium to 25Mn-5Cr-1Ni steel.

V, Ti および N をおのおの添加した場合の強度, 靱性変化を示す. その結果をまとめると次のようになる.

(1) Fig. 4 は Nb 0.08, 0.11% をおのおの添加した場合の機械的性質の変化を示す.

Nb 添加による γ 粒細粒化により TS および 0.2% PS はベース成分系の 59.5 および 21.8 kg/mm² より 72.8, 29.5 および 72.4, 32.4 kg/mm² と強化する. 一方伸び (El), 絞り (RA) は低下する. また -196°C での vE_{-196} は 14.8 kgm から 12.3, 8.3 kgm と低下し, pE_{-196} プレスノッチも同様に低下する. しかしこの

場合の試験片の破面はいずれも 100% 延性である.

(2) Fig. 5 に V 0.05, 0.10% 添加した場合の機械的性質の変化を示す. V は先に述べた Nb と同様に強化するが, TS に対してはさほど大きくない. El, RA および vE_{-196} , pE_{-196} はあまり変化しない.

Fig. 6 に Ti 0.06, 0.09% 添加した場合の機械的性質の変化を示す. Ti は先に述べたように Nb と V の中間的な細粒化効果を示すが機械的性質もほぼそのことに対応し TS, 0.2% PS, El, RA および vE_{-196} のいずれも Nb, V 添加材の中間的な変化を示す.

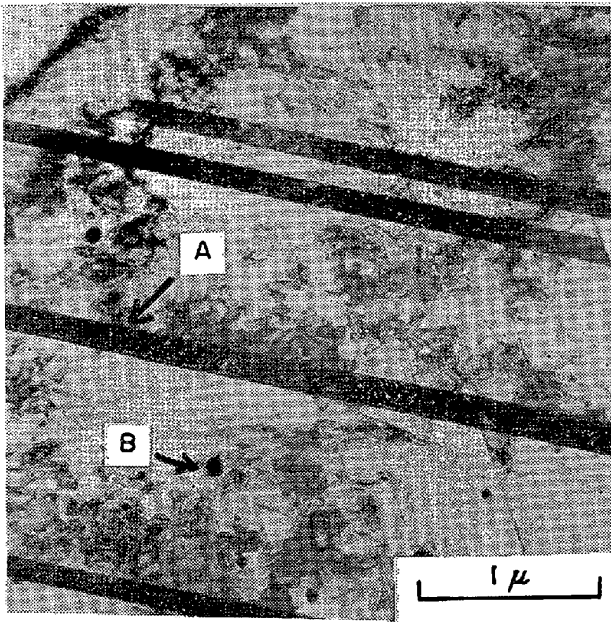


Photo. 2. Electron microstructure of 25Mn-5Cr-1Ni-0.1Nb-0.1N steel.

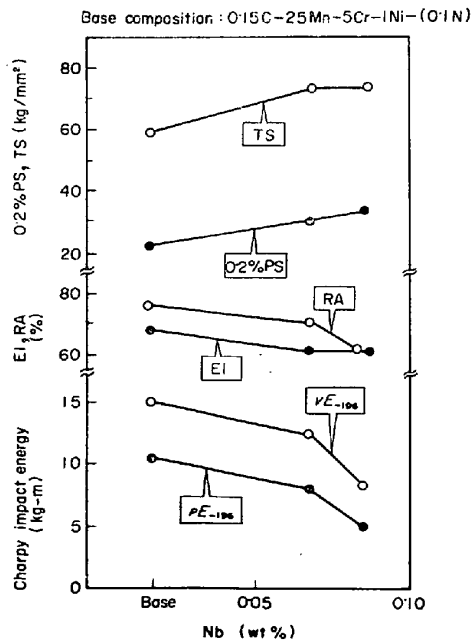


Fig. 4. Effect of niobium addition on the mechanical properties of 25Mn-5Cr-1Ni steel.

(3) Fig. 7 に N 量にともなう 0.2% PS の変化を Nb の有無の場合について示す。Nb なしでは、N 0.05% 添加で 0.2% PS は平均 3 kg/mm² 上昇する。一方 Nb 添加では N による固溶硬化と Nb-N による析出による γ 粒細粒化の複合効果により強度は大幅に上昇し N 単独の場合より上まわる。しかし N 0.15% 以上、Nb 0.1% 以上の添加で 0.2% PS はほぼ飽和に達しているように思われる。

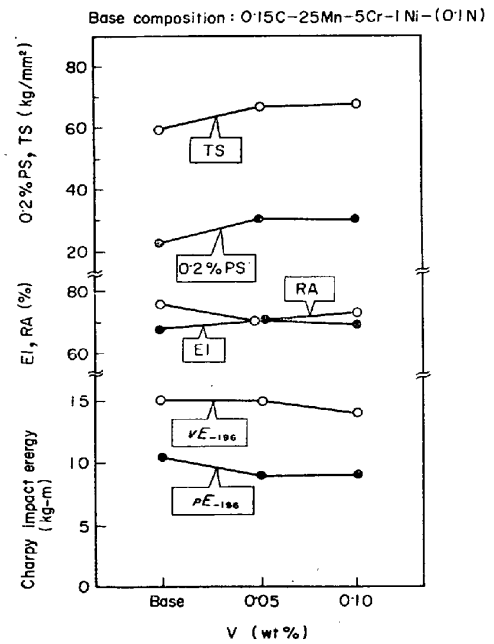


Fig. 5. Effect of vanadium addition on the mechanical properties of 25Mn-5Cr-1Ni steel.

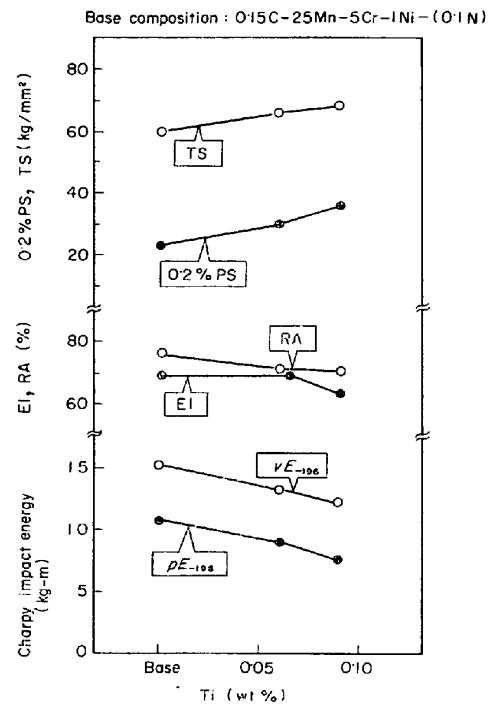


Fig. 6. Effect of titanium addition on the mechanical properties of 25Mn-5Cr-1Ni steel.

4.5 0.2% PS と γ 粒径の関係

これまでの結果より γ 粒径と機械的性質の間には一定の相関関係があるように思われる。

Fig. 8 は γ 粒径の $-1/2$ 乗 ($d^{-1/2}$ mm) と 0.2% PS の関係を示している。図より明かなように $d^{-1/2}$ が大きくなるにつれすなわち γ 粒径が小さくなるにつれ

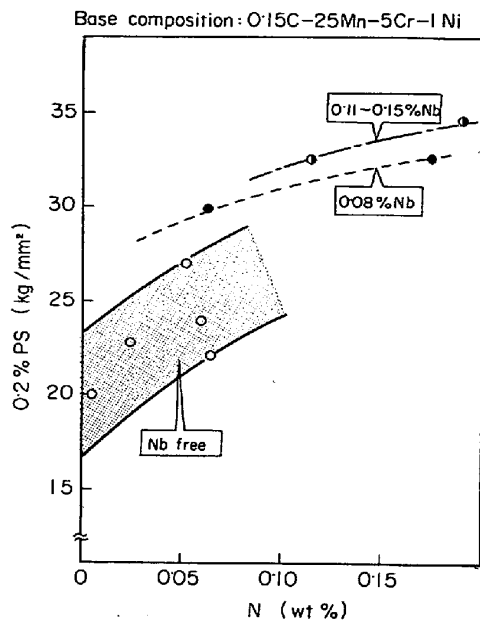


Fig. 7. Effect of nitrogen addition on the 0.2% proof strength of 25Mn-5Cr-1Ni steel.

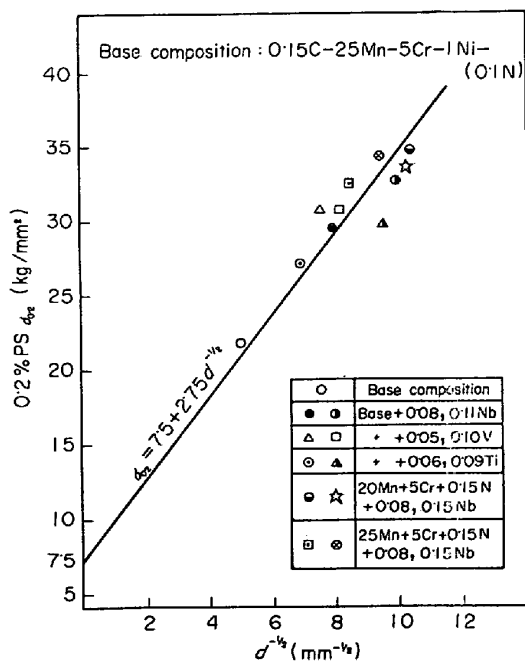


Fig. 8. Relation between 0.2% proof strength and austenite grain size of the experimental steels (d : grain size).

0.2% PS が上昇し両者の間には、よい直線関係がみられる。この直線関係についてはよく知られている PETCH¹⁶⁾ の関係式

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (1)$$

ここで $\sigma_{0.2}$: 降伏点(または 0.2% PS) (kg/mm²)

σ_0 : 定数 (kg/mm²)

K : 〃 (kg/mm²・mm^{-1/2})

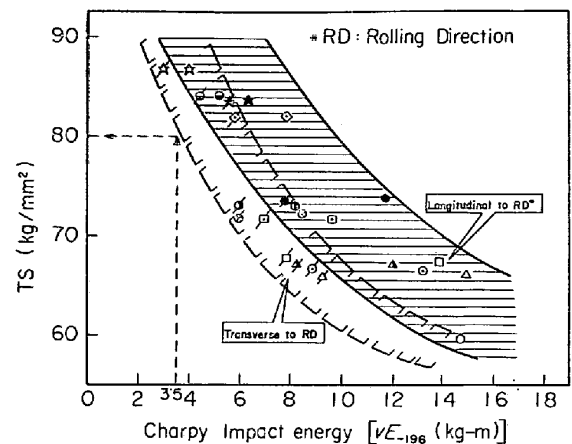


Fig. 9. Relation between tensile strength and Charpy impact energy of the experimental steels.

d : 結晶粒径 (mm)

を用いて整理すると次のようにあらわせる。

$$\sigma_{0.2} = 7.5 + 2.75 d^{-1/2} \quad (2)$$

なお TS についても同様の関係がみられる。

4.6 強度と靱性の関係

Fig. 9 は、今まで検討したものの強度 (TS) と靱性 (vE_{196}) の関係を示す。図中の記号は Fig. 8 と同じである。

この図から明かなように強度と靱性の間には一定の相関があり、強度が上昇すれば靱性は低下する。この場合 9Ni 鋼などで代表される低温用鋼の要求靱性 $vE_{196} > 3.5 \text{ kg-m}$ を満足する最大強度は 80 kg/mm^2 程度であることがわかる。0.2 % RS にも同様の関係がみられる。

4.7 靱性と γ 粒径の関係

Fig. 10 に靱性 (vE_{196}) と γ 粒径との関係を示す。図より細粒化とともに靱性が低下することがわかる。 γ 系でも前述のように結晶粒細粒化により強化することは α 系の場合と変わらないが、細粒化により靱性が低下する点は従来知られている α 系の場合とかなり挙動を異にする。この点について若干の考察を加えてみる。

一般に α 系での破壊ではマトリックスそのものは本質的に不安定脆性破壊を起こす性質を有し、破壊の発生伝播を阻止するためには結晶粒径をできるだけ小さくして破壊伝播経路をできるだけ小さくするとともに、特に低温用 Ni 鋼の靱性に対しては、焼戻時に生成し冷却後に粒界に残留する γ が有効であることが報告されている^{1)~4)}。これが α 系における結晶粒細粒化による靱性の向上に対する考え方である。一方 γ 系では破壊は本質的に完全延性であり、 γ 粒そのものはきわめて靱性の高いものである。ところがこれを細粒化することは結晶粒界

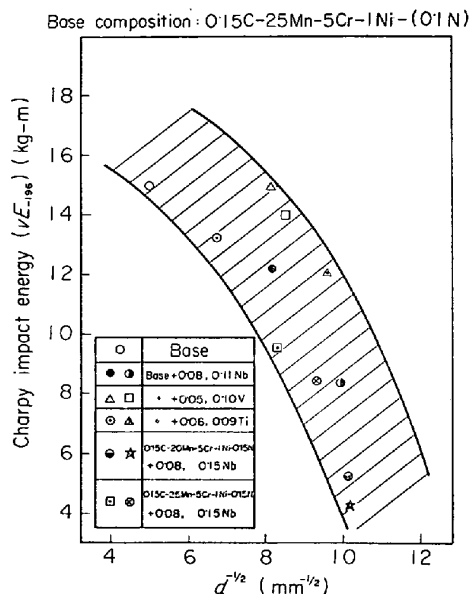


Fig. 10. Relation between Charpy impact energy and austenite grain size of the experimental steels.

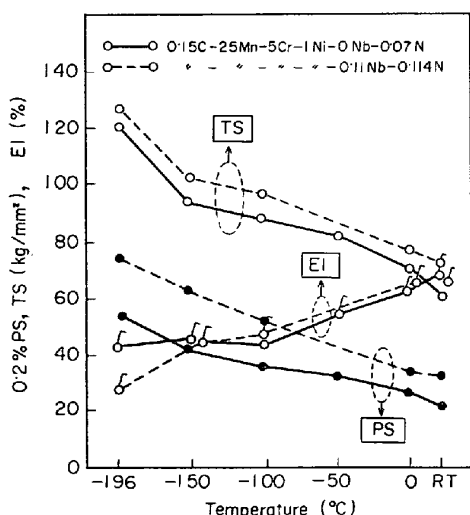


Fig. 11. Tensile properties of 25Mn-5Cr-1Ni steel at low temperature.

系は、その本質が異なることから靱性におよぼす結晶粒界挙動が異なってもよいと考えられる。

4.8 低温における強度と伸び

Fig. 11 に 25Mn-5Cr-1Ni ベース成分系および 0.11% Nb 添加の場合の低温引張試験結果を示す。

TS は室温において 70~80 kg/mm² あるのに対し試験温度降下とともにほぼ直線的に上昇し、-196°C では 120~130 kg/mm² となる。一方 0.2% PS についても同様に室温で 30 kg/mm² 程度から -196°C で 70~80 kg/mm² と直線的に上昇する。しかしながら TS と 0.2% PS はほぼ平行もしくはその差が開きながら変化

する。一般に BCC 構造の α 鋼の場合には TS の上昇に比べて 0.2% PS の上昇が大きくその差が狭くなつてゆき脆性破壊へと連なるが、一方 18-8 ステンレスないし Al 合金等の FCC 構造を有する金属ではこの現象がなく TS の上昇に比べて PS の上昇が小さく極低温でも延性である。25Mn-5Cr-1Ni 鋼の場合は、0.2% PS の上昇は多少大きい低温挙動は明らかに後者に属する。

一方 EI についてみると室温の 70% 程度から -196°C の 30~40% へとほぼ直線的に低下するが、-196°C での TS 120~130 kg/mm² を考えると、一般の鋼材における強度/伸びの関係と比較すると、この値は十分大きい。このことから 25Mn-5Cr-1Ni 鋼は -196°C の極低温でも安定した延性を示すことがわかる。

Fig. 11 には Nb の有無の差も同時に示しているが、両者の関係は室温での強度、伸びの差つまり Nb 添加により高強度化し、伸びは小さくなるという傾向が -196°C までほぼ平行して持続されている。

5. ま と め

高 Mn-Cr オーステナイト系低温用鋼開発のための基本検討として、Mn, Cr, Ni, C の各元素の含有量における組織、機械的性質および熱膨張率につき調べ、低温まで安定したオーステナイト相を示し、かつ高靱性、低熱膨張率を有するベース成分系の選定、さらにこのベース成分系に対する Nb, V, Ti, および N の添加効果を調べた、その結果をまとめると次のとおりである。

(1) -196°C の低温まで安定して γ 相を得るためには、Mn-Cr 成分状態図において約 15Mn-10Cr と 25Mn-0Cr とを結ぶ線以上の Mn-Cr が必要であり、これにさらに Ni 1% を添加すると靱性はさらに高位に安定する。

(2) 検討成分範囲内で、室温~-196°C の平均熱膨張率のもつとも小さい成分系は 25Mn-5Cr 系であり、 $6.7 \sim 7.2 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ を示し、さらに Ni 1% 添加しても顕著な変化はみられなかつた。この熱膨張率は 18-8 ステンレス鋼の 2 分の 1, Al 合金 (5083) の 3 分の 1 である。

(3) 以上の結果より低温まで γ 相で比較的強度も高く (TS 約 60 kg/mm²)、靱性も良好 ($vE_{-196}=9 \sim 14$ kgm) であつた低い熱膨張率を有する成分系として 0.15C-25Mn-5Cr-1Ni 系が選定された。

(4) 25Mn-5Cr-1Ni 系をベース成分系として微量元素 Nb, V, Ti および N の添加効果を調べ次のような結果がえられた。

(i) Nb 添加は細粒化効果により強度上昇し 0.10% 添加で TS 70 kg/mm², vE_{-196} で約 5 kgm がえられ

なる格子欠陥をより多く導入することであり靱性に対しては不利に働くものと考えられる。このように γ 系と α 系。

(ii) V, Ti も Nb 同様の効果があるが, その効果はやや小さい。

(iii) N は 0.2% PS を上昇させるのに有効である。

(5) 0.2% PS と γ 粒径の間には直線関係があり, $\sigma_{0.2} = 7.5 + 2.75 \times d^{-1/2}$ という PETCH の式で整理される。

(6) 強度 (TS) と靱性 (vE_{-196}) の間には, ともに相反する関係があり, 例えば vE_{-196} が 3.5 kgm 以上となる TS の上限は 80 kg/mm² である。

(7) 靱性 (vE_{-196}) と結晶粒径 (d) の間にも相関があり細粒化すれば靱性は低下し, 一般に知られているフェライト系の場合と逆の傾向を示す。これはオーステナイト系の場合は本質的に靱性のすぐれたマトリックスに格子欠陥として結晶粒界を導入するためと解釈される。

(8) 25Mn-5Cr-1Ni-0.1Nb-0.1N 系での -196°C での強度は TS 120 kg/mm² 以上 0.2% PS 70 kg/mm² 以上に達するが, 高強度のわりに El が大きい。

文 献

- 1) T. MUTA et al: Nippon Steel Technical Report over sea (1973) 2, p. 1, 長島ら: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 128 および矢野ら: 鉄と鋼, 59 (1973) 6, p. 62
- 2) C. W. MARSHALL et al.: Trans ASM, 55 (1962), p. 135
- 3) T. N. ARMSTRONG et al.: National Conference on Petrol, Mech. Eng, ASME, (1948)
- 4) 矢野ら: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 752
- 5) J. J. HEGER: ASTM Special Report Publication (1965) 369, p. 54
- 6) V. F. ZACKAY et al.: Trans. ASM, (1965) 48, p. 92
- 7) A. B. KINZEL and R. FRANKS: "Alloys of Iron and Chromium" II (1940), p. 277, McGraw Hill Books Co. Inc. N. Y.
- 8) W. O. BINDER et al.: Trans. ASM, 48 (1955), p. 231
- 9) H. SCHUMANN: Arch. Eisenhüttenw, 38 (1967), p. 647
- 10) A. HOLDEN et al.: JISI 209 (1971), p. 721
- 11) 田村ら: 鋼の強靱性 (1971), p. 183
- 12) H. SCHUMANN: Neue Hütte, 7 (1962), p. 735
- 13) シェルスチュークら: 金相学と熱処理, 10 (1972), p. 82
- 14) 小林ら: 溶接学会昭和 48 年秋期講演大会予講 (1973) 306, p. 220
- 15) L. BORNSTEIN: Zahlen werte und funktion aus physik, chemie, astronomie geophysik, technik II. band, S 152
- 16) N. J. PETCH: JISI, 191 (1953), p. 25