

UDC 669.14.018.41 : 539.537.09 : 539.4.09 : 669.15'74-194.56

論 文

高 Mn オーステナイト鋼の低温衝撃値におよぼす C, N および Ni の影響*

藤 倉 正 国**・加 藤 哲 男***

Effects of Carbon, Nitrogen and Nickel Content on the Low Temperature Impact Value of High Manganese Austenitic Steel

Masakuni FUJIKURA and Tetsuo KATO

Synopsis:

The purpose of this study is to examine the effects of C, N and Ni content on the Charpy impact value and tensile properties at subzero temperatures of high Mn austenitic alloys. The friction stress for Petch equation and load-time curve in Charpy impact test at -196°C have been determined. The effects of C and N on the stacking fault probability and fracture mode have also been examined.

0.2% proof stress and tensile strength are found to increase linearly in proportion to C plus 1.5 times N. Tensile ductilities especially at cryogenic temperature decrease with increasing C and N content. Charpy impact values at the temperature down to -100°C do not change by the addition of C and N, however, those at -150°C and -196°C show decreasing tendency with increasing amount of C and N. Yield and maximum load obtained in the Charpy impact test at -196°C linearly increase with increasing value in C plus 3.3 times N. The fracture mode at -196°C changes from ductile to brittle when the value in C plus 3.3 times N exceeds 1.0.

The improving effect of Ni on the impact value at -196°C can be estimated in terms of stacking fault energy. The embrittling effects of C and N are estimated in terms of stacking fault energy and according to Smallman equation predicting ductile/brittle fracture transition.

1. 緒 言

高マンガンオーステナイト鋼は Cr, Ni などの高価な元素を多量に含むオーステナイト系ステンレス鋼にくらべ低廉で、しかもサブゼロ温度で良好な靱性を具備しているため極低温用鋼として注目をあびている。

一方、金属組織上安定なオーステナイト組織を得るため、25% 以上の Mn を添加する必要がある¹⁾。このような多量の Mn の添加は製造上とくに溶製上の問題が生じるため、Mn の適量添加と同時に C, N, Cr の添加が必要である。しかし、高マンガンオーステナイト鋼の極低温における靱延性におよぼす C, N の影響を系統的に調査した報告はきわめて少ない。SCHALLERら²⁾、SHYNEら³⁾は引張り延性、KASAKら⁴⁾は引張り延性および衝撃値の延性/脆性遷移現象は試験時に生じる加工誘起マルテンサイト変態に関係し、生じた加工誘起マルテ

ンサイトが脆化因子であると考えた。しかし SPAEDERら⁵⁾や TISINAIら⁶⁾によるとシャルピー試験片の破面に加工誘起マルテンサイトが生成しない安定オーステナイト鋼の場合にも脆化が起こると報告しており、高マンガンオーステナイト鋼の脆化は加工誘起マルテンサイトの生成に起因するという考えと合致しない。加工誘起マルテンサイトの生成が脆化の原因とする見方の根底には bcc- α' マルテンサイトや高マンガン鋼に通常安定に存在する hcp- ϵ' マルテンサイトが脆い¹⁾⁷⁾ ということを前提としている。

一方、DEFILIPPIら⁸⁾は安定オーステナイト鋼を -196°C でシャルピー試験を行い、試験時に生成した“deformation fault”の部分で局所的に発生した大きな劈断ひずみがシャルピー試験のひずみ速度が大きく変形エネルギーが試験片の他の部分で吸収されないため破壊ひずみに達し脆化すると考えた。

* 昭和 52 年 12 月 28 日受付 (Received Dec. 28, 1977)

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

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

Table 1. Chemical composition of materials used (wt%).

	C	Si	Mn	Cr	Ni	N
MRC -1	0.060	1.0	35.2	5.0	<0.05	0.14
-2	0.140	1.0	41.0	4.9	"	0.13
-3	0.160	1.0	35.6	5.1	"	0.14
-4	0.240	1.0	40.5	5.0	"	0.14
-5	0.300	1.0	35.8	5.0	"	0.09
-6	0.490	1.0	35.4	5.1	"	0.11
MRN -1	0.021	1.1	35.0	4.9	<0.05	0.06
-2	0.022	1.0	34.5	5.0	"	0.12
-3	0.027	0.9	35.0	5.1	"	0.23
-4	0.026	0.8	36.0	5.0	"	0.30
MRNN -1	0.061	1.0	40.6	5.5	2.1	0.15
-2	0.062	1.0	40.2	5.1	2.0	0.19
-3	0.044	1.0	40.6	4.9	2.1	0.25
MRNI -1	0.070	0.41	5.2	18.0	4.0	0.24
-2	0.050	0.39	5.0	17.9	5.2	0.24
-3	0.060	0.39	5.1	18.0	6.1	0.25
-4	0.060	0.35	5.2	17.9	9.0	0.27
-5	0.060	0.39	4.9	18.2	12.0	0.26
-6	0.080	0.32	15.2	18.5	0.1	0.19
-7	0.090	0.31	15.1	18.6	2.8	0.18
-8	0.090	0.36	15.3	18.1	6.2	0.22
-9	0.080	0.34	15.5	18.0	9.5	0.21

$$P < 0.020, S < 0.016, Cu < 0.10$$

本実験では、 -196°C においても加工誘起マルテンサイトが生成しない高マンガン安定オーステナイト鋼の機械的性質とくに、 -196°C までの衝撃値におよぼす C, N の影響を調査した。また、シャルピー試験時の荷重-時間曲線を求めた。 -196°C における衝撃値に対する Ni の影響についても調査し、高マンガンオーステナイト鋼の極低温における脆化の原因について考察を行った。

2. 実験方法

供試材は 30 kg 高周波誘導炉で溶製し、鋼塊を $1200 \sim 1250^{\circ}\text{C}$ に加熱して、直径 20 mm の棒に鍛伸した。ついで、 1100°C に 1 h 保持後水冷して固溶化焼なましを行ない各種試験に供した。結晶粒度の調整は鍛伸材を $900 \sim 1250^{\circ}\text{C}$ に加熱して行なった。供試材の化学組成を Table 1 にしめす。

引張試片寸法は 平行部 $8\text{ mm}\phi \times 35\text{ mm}$ 、肩半径 15 mm、引張速度は $1.4 \times 10^{-3}\text{ sec}^{-1}$ である。引張試験機はインストロン型試験機を用いた。試験温度の制御は自動流量調整計を備えた密閉容器中に試験片を設置し液体窒素を導入することにより行なった。

シャルピー試験機の容量は $30\text{ kg}\cdot\text{m}$ であり、試片形状は JIS 4 号 (2 mm V ノッチ) である。荷重-時間曲線の測定は試験機の振子の刃部の両面に半導体ひずみゲージ (豊田工機製, SP-5-1000 B₂₅, 24°C でのゲージ抵抗 $1065 \pm 3\% \Omega$) を 2 枚ずつ貼りつけ、これらのゲージをブリッジに組みブリッジの電源電圧は 20V である。

荷重とひずみゲージのブリッジの出力との関係は、振子を試験機から取りはずし静的な負荷々重を加えて求めたが、両者の直線関係はきわめて良好であった。

波形記録はミニコンピューターを用いた Pre-Trigger 記録方式により行なった。データ記憶容量は 1kW, AD

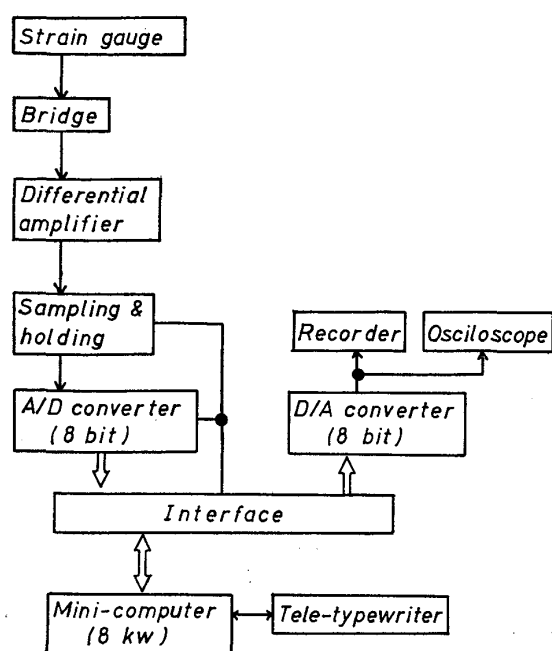


Fig. 1. Block diagram for the system of pre-trigger type waveform memory.

変換器の分解能は 8Bit である。記録停止後波形を Recorder に記録し、また積分結果を Teletype に打出した。この測定系の Block Diagram を Fig. 1 にしめす。

シャルピー試片を冷却するための冷却剤としては温度 -100°C の場合、アルコール+液体窒素、 -150°C はフロン 12+液体窒素、 -196°C の場合は液体窒素を用いた。

α' および ϵ' マルテンサイトの定量は X 線回折法で行なつた。ターゲットは Co を使い、管電圧は 40kV 、管電流は 80mA である。相の定量は特性 X 線を用いオーステナイトおよび α' マルテンサイトの (200), ϵ' マルテンサイト (10.1) の面の回折線の積分強度から α' , ϵ' を計算した¹⁾。積層欠陥発生頻度 (以下 SFP と略す) の測定はマルテンサイトを定量したと同じ X 線回折装置で Mo , $\text{K}\alpha$ 線を用い (hkl) 面からの回折角度をもとめこの値を Nelson-Riley の式に代入することによって計算した⁹⁾。計算に際し、積層欠陥発生頻度はできるだけ正しい値とするため 111, 200, 220 反射のピークシフトから求めた積層欠陥発生頻度 α_{hkl} を平均した⁹⁾。とくに、111 反射は、 $h+k+l=3N$ (N は整数) の場合積層欠陥によるシフトがなく $h+k+l=3N+1$ の場合はシフトがあるので 111 反射から求めた積層欠陥発生頻度に $3/4$ を乗じ、積層欠陥発生頻度の平均値はこの点も考慮して $(3/4 \alpha_{111} + \alpha_{200} + \alpha_{220})/3$ とした。

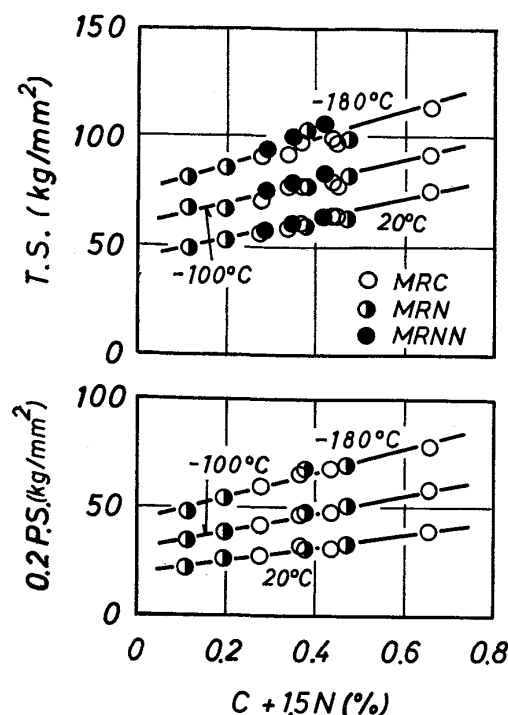


Fig. 2. Tensile strength and 0.2% proof stress as a function of C plus 1.5 times N (wt%).

3. 実験結果および考察

3.1 引張特性におよぼす C, N の影響

Fig. 2 は 20°C , -100°C , -180°C での 0.2% 耐力および引張強さを $\text{C}+1.5\text{N}$ で整理した結果である。この場合 0.2% 耐力および引張強さが $a_0 + b_0 [\% \text{C}] + C_0 [\% \text{N}]$ で表わされるとして、線形回帰分析を行なつて回帰係数 b_0 , C_0 を求めた。 C_0 と b_0 の比 C_0/b_0 はいずれも $1.4 \sim 1.6$ であり平均的な値としての 1.5 をえらび N の係数とした。なお、相関係数は 0.96 であり、強い相関関係がみとめられた。Fig. 2 は各温度における 0.2% 耐力、引張強さが $\text{C}+1.5\text{N}$ と直線関係が成立することをしめし、同一添加量でくらべると N の強化の度合いは C の 1.5 倍である。Hsiao ら¹⁰⁾ は安定オーステナイト組成の $12\text{Cr}-10.3 \sim 30.0\text{Mn}-0.27 \sim 0.79\text{C}-0.17 \sim 0.67\text{N}$ 鋼について常温での 0.2% 耐力が $\text{C}+1.2\text{N}$ に対して直線的に増加すること、引張強さは $1.5\text{C} + \text{N}$ に対して直線的に増加すると報告している。しかし、Hsiao ら¹⁰⁾ は引張り試験中に加工誘起マルテンサイトが生成すると、この関係が成立しないとしており、本実験の場合も加工誘起マルテンサイトは認められなかつた。0.2% 耐力に対しては本実験の場合と同様 C にくらべ N の方が強化の度合いが大きい引張強さに対しては逆に N より C の方が強化の度合いが大きい。

Hsiao ら¹¹⁾ はまた $12\text{Cr}-28\text{Mn}-\text{C}-\text{N}$ 鋼についてしら

べ格子定数が 0.2% 耐力の場合と同様 $C+1.2N$ と直線関係にあることから, 0.2% 耐力に対する N の寄与が C より大きいのは N の添加によつて生じる格子ひずみが C の場合に比べて大きいこと, すなわち格子定数効果を強調した. たしかに, オーステナイト鋼に置換型のフェライト形成元素を添加した場合, 0.2% 耐力は格子定数の変化が大きいほど増加する傾向をしめすことがよく知られている¹²⁾. DYSON¹³⁾は 16~25% Cr-8~25%Ni 鋼についてしらべ, 格子定数は HSIAO¹¹⁾の報告とは逆に C の寄与が N より大きく $1.5C+N$ と直線関係にあり, 0.2% 耐力は $C+2.1N$ と直線関係が成立すると報告している. また, 0.2% 耐力に対する N の寄与が C より大きいのは N を添加した場合に生じる clustering に起因すると考えた. 本実験の結果は HSIAO¹⁰⁾¹¹⁾, DYSON¹³⁾らの結果と同様. 0.2% 耐力を増加せしめる度合いは N の方が C より大きいという点で定性的に一致しているが定量的にはかならずしも同じではない. 固溶硬化によつて C , N の差は, 基本成分や C , N の添加量によつてもことなると考えられる. すなわち, C , N の粒界偏析も考慮する必要がある. RAO¹⁴⁾は 21Cr-14Mn-0.12C-0.7N-B 鋼を 1050°C から水冷すると C , N などの溶質元素が粒界に偏析することを報告した. したがつて, C , N は基地に固溶することによる固溶硬化と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と考えられる. すなわち, C や N は降伏点に関する PETCH の式の摩擦応力やすべりの伝播に対して粒界で転位が固着される応力の目安を表わす項を通じて 0.2% 耐力の増加に寄与すると考えられる.

一方, 引張強さは局部収縮の開始に対応する応力であり, 加工硬化率と流動応力のバランスで決まる¹⁵⁾. したがつて, 引張強さは材料の加工硬化挙動の影響をうける. 加工硬化率は加工誘起マルテンサイトが引張り試験時に生成すると大きく影響をうける¹⁶⁾. 高マンガンオーステナイト鋼の加工硬化挙動は積層欠陥エネルギー (以下 SFE と略す) が小さいほど大きく¹⁾, また, 安定オーステナイト組成の Hadfield 鋼の大きな加工硬化は積層欠陥の生成に起因すると考えられている¹⁷⁾. C は高マンガン鋼の SFE を増加せしめ¹⁸⁾, N はオーステナイト系ステンレス鋼の SFE を減少せしめる元素であるといわれている¹⁹⁾. 前述したように, HSIAO¹⁰⁾の場合と同様本実験に用いた供試材はすべてオーステナイトが安定で, 加工誘起マルテンサイトはみとめられなかつたので, 加工硬化は積層欠陥の生成や双晶欠陥の生成に起因すると考えられる. なぜなら積層欠陥や双晶欠陥の生成

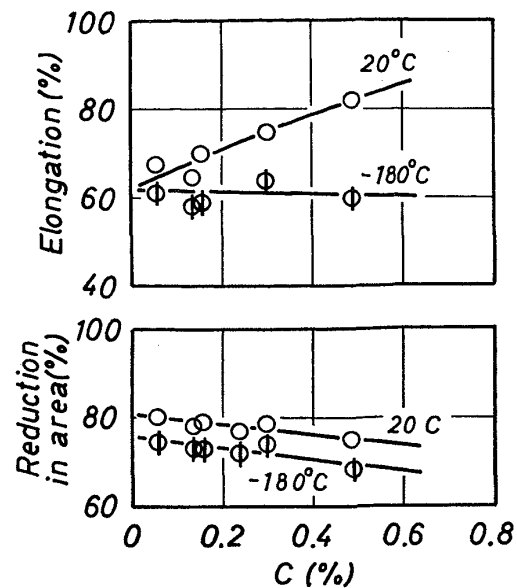


Fig. 3. Effect of C content on the tensile ductilities at 20°C & -180°C (MRC-1/-6).

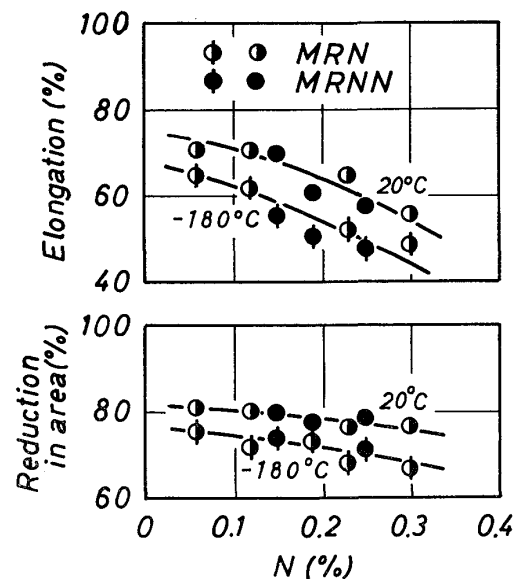


Fig. 4. Effect of N content on the tensile ductilities at 20°C & -180°C (MRN-1/-4 & MRNN-1/-3).

傾向は SFE の小さいほど大きいとみなしうるからである²⁰⁾. したがつて, 同一添加量でくらべると, N 添加鋼は C 添加鋼より 0.2% 耐力が大きく, しかも加工硬化の度合いが大きく引張り強さも N 添加鋼の方が大きいという本実験の結果は定性的に理解しうる.

Fig. 3 および Fig. 4 にそれぞれ伸び, 絞りによつて C , N の影響をしめした. N は 20°C, -180°C での引張り延性を減少せしめ, C は -180°C での伸びを減少せしめるがその度合はきわめて小さく, 20°C での伸びは C の添加でむしろ増加の傾向をしめす. 図示しな

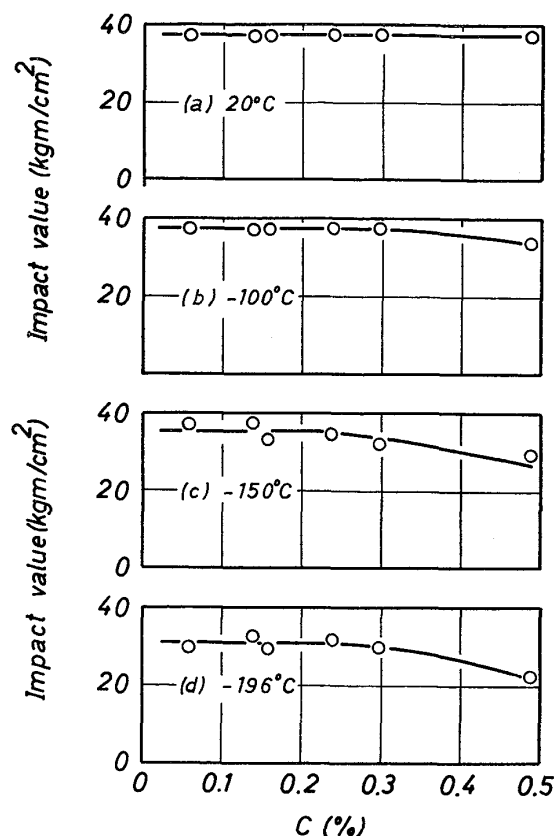


Fig. 5. Effect of C content on the impact values (MRC-1/-6).

かつたが -100°C の場合も 20°C の場合と同様である。C の添加で高マンガン安定オーステナイト鋼のサブゼロ温度での伸びが増加するという事は極めて興味深い。しかし、絞りには C の添加で減少する。

3.2 衝撃値におよぼす C, N の影響

Fig. 5 および Fig. 6 は $20^{\circ}\text{C} \sim -196^{\circ}\text{C}$ で求めた衝撃値を C, N 量で整理した結果である。試験温度が 20°C および -100°C の場合は、衝撃値に対する C, N ともその影響はきわめて少ない。 -150°C での衝撃値は、C 量が 0.3%, N 量が 0.15% を越えると低下するが、その度合いは C 添加鋼にくらべ N 添加鋼の方が大きい。 -196°C での衝撃値は C 添加量が 0.3% までは C 量に対してほとんど変化しない。しかしその絶対値は 20°C の場合にくらべ約 $6 \text{ kg} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$ 小さい、さらに C 量が増えると衝撃値は低下する。一方、N 添加鋼の -196°C での衝撃値は N の添加量が 0.15% を越えると衝撃値低下の度合いは C の場合にくらべいじりしく大きい。また N の添加量が 0.15% を越えた場合の衝撃値の低下に対して 40Mn-5Cr-2Ni-N 鋼で明らかに Ni の 2% 程度の添加は衝撃値に対して効果がない。

Photo. 1 (a), (b) は 35Mn-5Cr-0.14C (MRC-2)

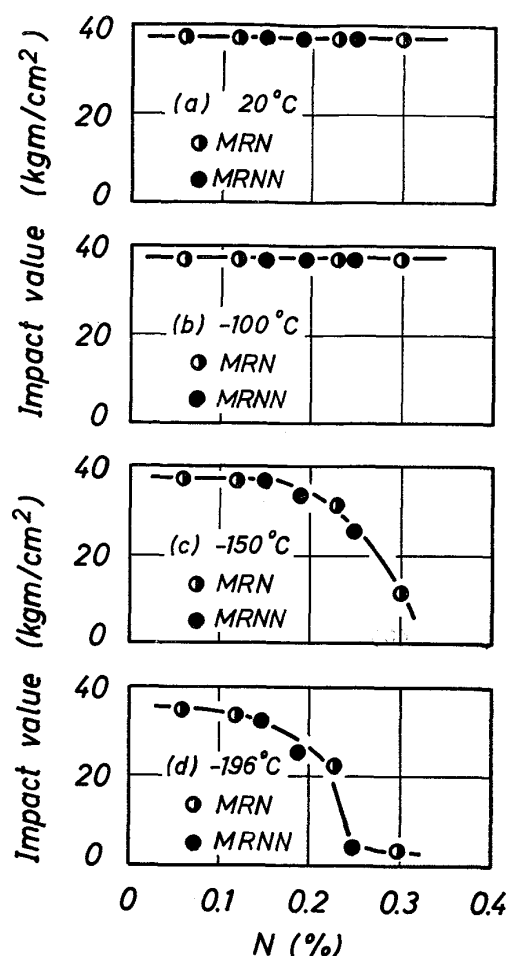
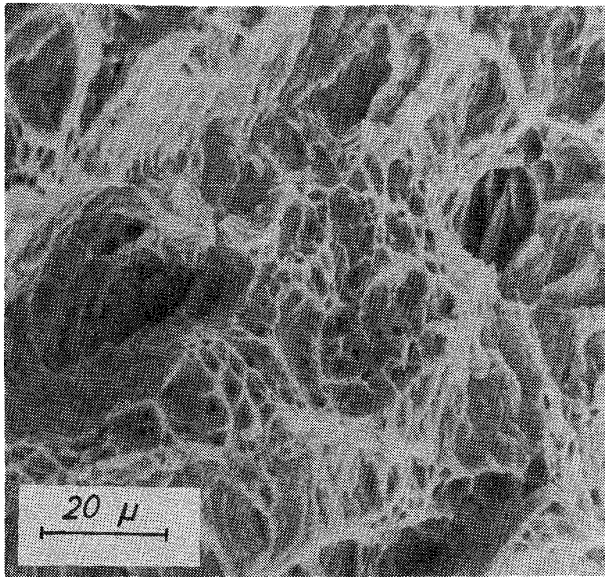


Fig. 6. Effect of N content on the impact values (MRN-1/-4 and MRNN-1/-3).

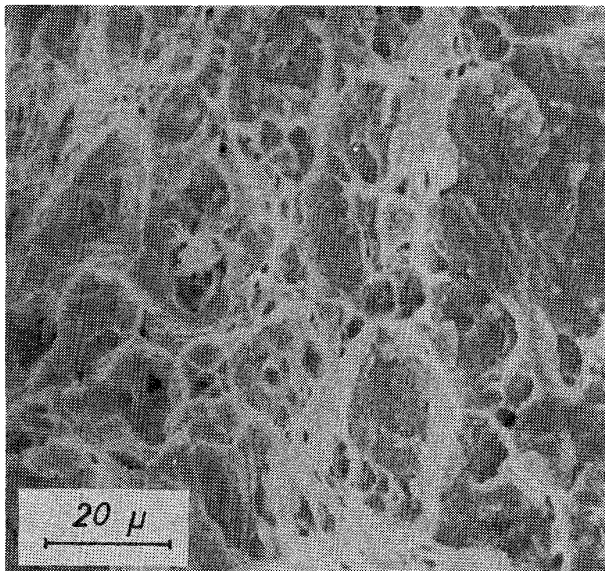
鋼および 35Mn-5Cr-0.49C (MRC-6) 鋼を -196°C でシャルピー試験を行なった試験片破面の走査電顕写真である。Photo. 2 (a), (b) は同じく 35Mn-5Cr-0.06N (MRN-1) および 35Mn-5Cr-0.30N 鋼 (MRN-4) の走査電顕写真である。撮影位置はすべて試片幅方向中心でノッチ底から約 2 mm の部分である。MRC-2 鋼の場合は大きさがことなるが、Dimple からなる延性破面である。MRC-6 鋼は MRC-2 と同様 Dimple パターンをしめすがフラットな脆性破面もみとめられる。

一方、N を 0.06% 添加した MRN-1 鋼の破面は Dimple パターンである。しかし N を 0.30% 添加した MRN-4 鋼の破面は Dimple もみとめられるが、フラットな脆性域が多く、しかもフラットな脆性破面上にはほぼ直線状のステップが一定の角度で交叉しており、交叉部はいわゆる“Tongue”状に突起している。従来、オーステナイト鋼についてこのようなステップや Tongue からなる脆性破面はほとんど報告されていない。またこのような破面は結晶学的な方位性を持つことを示唆している。

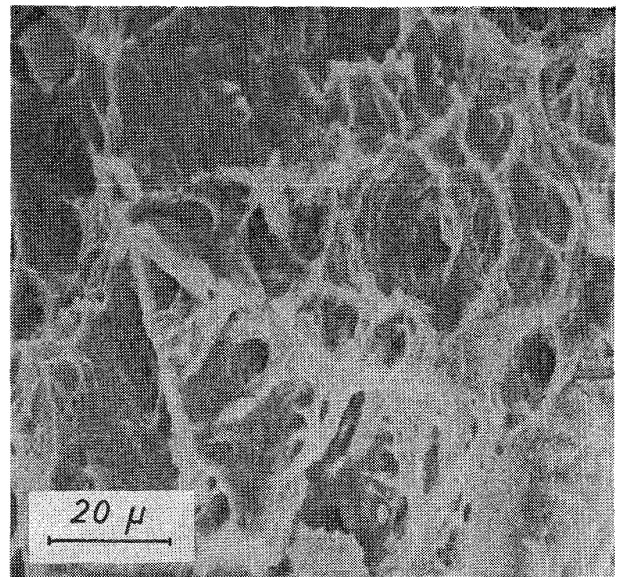
(a) 35Mn-5Cr-0.14C : MCR-2



(b) 35Mn-5Cr-0.49C : MCR-6



(a) 35Mn-5Cr-0.06N : MRN-1



(b) 35Mn-5Cr-0.30N : MRN-4

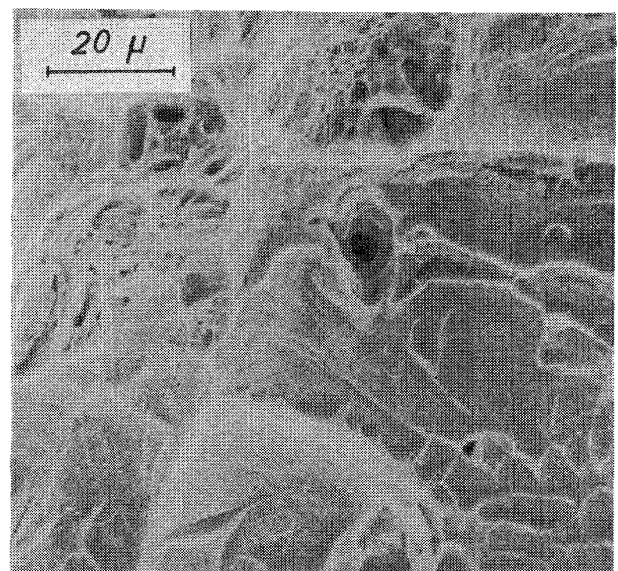


Photo. 1. Scanning electron fractographs of Charpy specimens of Fe-35 Mn-5 Cr-0.14 C & 0.49 C alloys tested at -196°C .

Photo. 2. Scanning electron fractographs of Charpy specimens of Fe-35 Mn-5 Cr-0.06 N & 0.30 N alloys tested at -196°C .

積層欠陥や双晶欠陥はオーステナイトの $\{111\}\gamma\langle 112\rangle\gamma$ せん断系の働らきで生成され、すべり変形も $\{111\}\gamma$ 面上である。SFEの温度依存性はfcc相とhcp相の間のエントロピー差 $\Delta S^{\text{fcc-hcp}}$ の函数であり²⁰⁾事実VOLOSEVICHら¹⁸⁾は各種高マンガン鋼のSFEが低温ほど小さいことをしめした。したがって、温度が下がり、SFEが減少すると、積層欠陥や双晶欠陥の生成が顕著であり、しかもシャルピー試験のひずみ速度は通常の引張り試験にくらべいじりしく大きく²¹⁾、積層欠陥や変形双晶などのfaultが交差する瞬間に発生する局所的な応力集中²²⁾の緩和が起りにくいと考えられる。すなわち、応力集中の緩和に必要なすべり変形²²⁾やマルテンサイト変

態²³⁾(本実験の場合、シャルピー試片破面にマルテンサイトはみとめられない)が起こらないかぎり応力集中部が破壊応力に達して破壊が起ると考えられる。体心立方金属の場合、Tongueは(100)面上を伝播しているへき開クラックがクラック前方の応力場で生じた双晶と反応するとき生成するといわれている²⁴⁾。クラックはこの反応によつて、(112)双晶面上を伝播していくが、双晶面を通過後ふたたび(100)へき開面上を伝播していく。この反応の結果(100)へき開面から(112)方向に突き出たTongueが生成される。同じような考え方がオーステナイト鋼にも適用できるとすると、オーステナイト鋼では前述の理由で、(111)面上に応力集中が起こり、体心立

金属の (100) へき開面に相当する面として (111) 面が考えられる。Photo. 2 (b) にしめした 35Mn-5Cr-0.30 N 鋼にみられるフラットな面は (111) 面と推定される。すなわち、ある (111) 面にそって伝播しているクラックはこの面と交叉する他の (111) 面上の積層欠陥と反応することによって直線状のステップや Tongue を有する破面が形成されるとみなしうる。また、伝播しているクラックが双晶と反応するとクラックは双晶境界に沿って伝播していくので、この場合もステップや Tongue を有する破面があらわれると推定される。

3.3 シャルピー試験時の荷重-時間曲線におよぼす C および N の影響

炭素鋼については計測シャルピー試験を行なつて荷重-時間曲線を求め延性/ぜい性遷移挙動をしらべた研究は

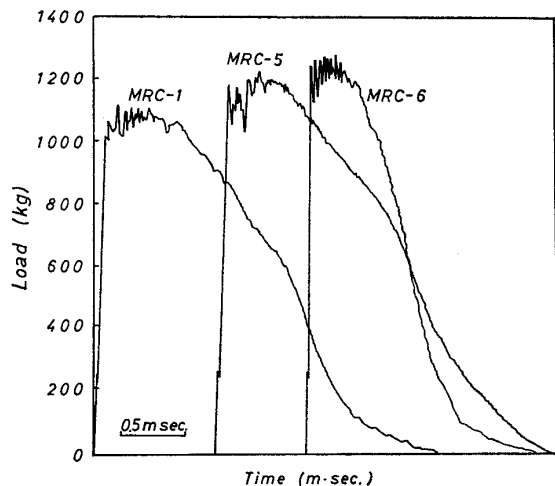


Fig. 7. Load-time curves in Charpy impact test at -196°C for MRC-1, MRC-5 and MRC-6.

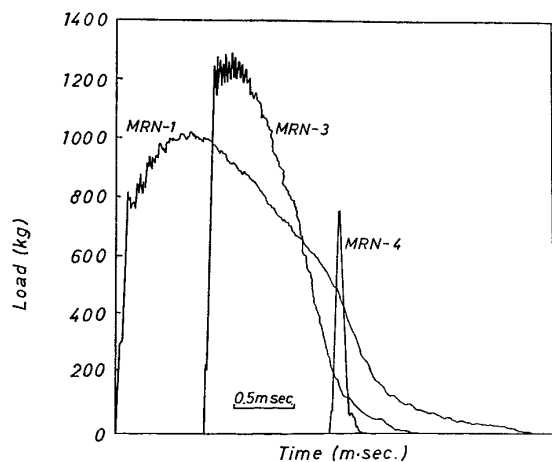


Fig. 8. Load-time curves in Charpy impact test at -196°C for MRN-1, MRN-3 and MRN-4.

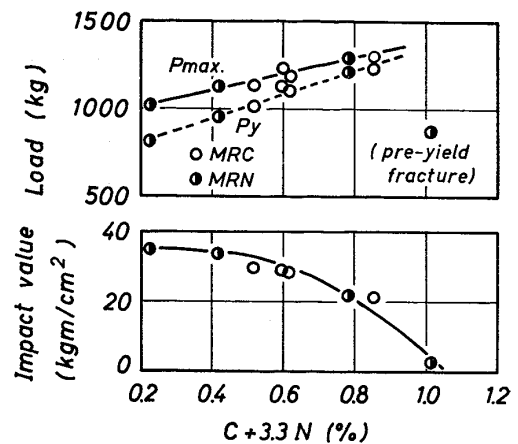


Fig. 9. Maximum load ($P_{\max.}$), yield load (P_y) and impact value as a function of C plus 3.3 times N in the instrumented Charpy impact test at -196°C .

多い²¹⁾²⁵⁾。しかし、オーステナイト鋼についてしらべた報告はほとんど見当たらない。Fig. 7はCの影響をしらべた MRC-1, MRC-5, MR-6 鋼の、Fig. 8はNの影響をしらべた MRN-1, MRN-3, MRN-4 鋼の -196°C での荷重-時間曲線である。Nの影響をしらべた Fig. 8は特長的である。Nの添加量が多いほど、荷重-時間曲線の形状は全体として縦に細長い曲線となり、Nを0.30%添加した MRN-4 鋼の場合、降伏が起こる前に破壊がおこり破壊様式はぜい性破壊である。Fig. 9は降伏荷重 (P_y)、最大荷重 ($P_{\max.}$) および衝撃値を $C+3.3N$ で整理した結果である。Fig. 9でNの係数3.3はつぎのようにもとめた。 P_y , $P_{\max.}$ がC, N量に対して $P = a_0 + b_0[\%C] + C_0[\%N]$ で表わされるとして線形回帰分析を行なつて回帰係数 b_0 , C_0 を求め、 C_0 と b_0 の比 $C_0/b_0 = 3.3$ をNの係数とした。この場合の相関係数は0.99であり、いちじるしく強い相関関係がみられた。Fig. 8は P_y , $P_{\max.}$ が $C+3.3N$ に対して直線的に増加すること、また衝撃値は逆に $C+3.3N$ に対して減少する傾向をしめす。さらに $C+3.3N$ の値が1.0を越えると脆性破壊が起こることがわかる。

3.4 延性/脆性破壊遷移挙動に関する考察

SFE が小さいと fault の生成量が増加し、fault が交叉する確率も大きくなり交叉時に発生する高応力によって破壊の確率も大きくなり、SFE はオーステナイト鋼のサブゼロ温度における衝撃値に対して極めて重要な意味を持つと考えられる。

Table 2 は 5Cr-36Mn 鋼の積層欠陥発生頻度 (以下 SFP と略す) におよぼす C および N の影響をもとめた結果である。CはSFPを下げ、NはSFPを上げることが知られる。REED²⁶⁾によると SFE は SFP に逆比例す

Composition*	S. F. P.
0.083-36Mn-5.0Cr-0.06N	0.0152
0.40C-36Mn-5.1Cr-0.08N	0.0123
0.08C-34Mn-4.9Cr-0.20N	0.0192

* Other elements : Ni $\leq$ 0.50, Si = 0.90/1.10

Table 2. Effects of C and N content on the stacking fault probability at 25°C of Fe-36Mn-5Cr alloys.

る。また、前述したようにCはオーステナイト鋼のSFEを上げ¹⁸⁾、NはSFEを下げる¹⁹⁾といわれている。したがって、SFPが小さいとSFEが大きいとすると、Table 2から5Cr-36Mn鋼のSFEはCを0.40%添加すると増加し、Nを0.20%添加すると減少するとみなしうる。

極低温での衝撃値に対してSFEがいかに重要であるかは以下にのべる衝撃値におよぼすNiの影響をしらべることによって知ることができる。Niは安定オーステナイト鋼の0.2%耐力をほとんど変化させず⁷⁾、SFEを増加せしめる¹⁹⁾。Fig. 10はNiの添加量を連続的に変えて高マンガンオーステナイト鋼の-196°Cにおける衝撃値をしらべた結果でありSPAEDERら⁵⁾のデータとともにしめた。図はいずれもNi量が多いほど衝撃値が増加することをしめている。18Cr-15Mn-0.20N鋼、および18Cr-15Mn-0.4N鋼はいずれもシャルピー試片の破面にマルテンサイトの生成はみとめられず、オーステナイト一相であつた。また、両鋼種を比較すると同一Ni量ではN量が少ない方が衝撃値は高い。一方、18Cr-5Mn-0.25N-Ni鋼は不安定オーステナイト鋼で

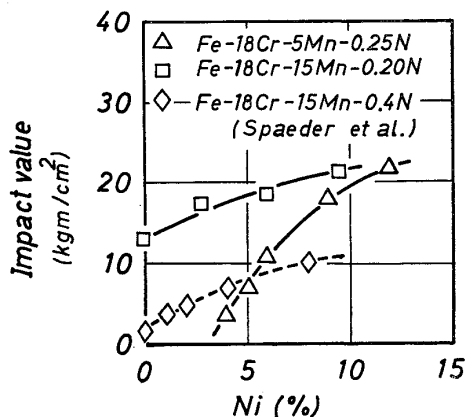


Fig. 10. Effect of Ni content on the impact values at -196°C of high Mn austenitic steels (test piece : 2 mm V notch).

あり、Ni量が4%の場合、破面のマルテンサイト量は約50%であり、Ni量の増加とともにマルテンサイト量は減少し、12%Niを添加すると破面にはマルテンサイトがみとめられなかつた。緒言で述べたように加工誘起マルテンサイトの生成の有無は衝撃値に影響しないことから、Fig. 10の結果すなわち、Niの添加によつて高マンガンオーステナイト鋼の極低温での衝撃値が増加するということはSFEが衝撃値に対して大きな影響を持つという考え方と一致する。

SMALLMAN²⁸⁾はGRIFFITH²⁹⁾の理論とPETCHの降伏応力に関する式とから、破壊が靱性破壊か脆性破壊となるかを規定する式として次式を提唱した。

$$(\sigma_0 d^{1/2} + K_y) K_y = \beta \mu \gamma$$

ここで、 σ_0 は、転位に対する摩擦応力、 d は結晶粒の直径、 K_y はPETCHの式の定数で転位が固着されている応力の目安である。また、 μ は剛性率、 γ は破面の表面エネルギー、 β は試験定数である。この関係式で右辺

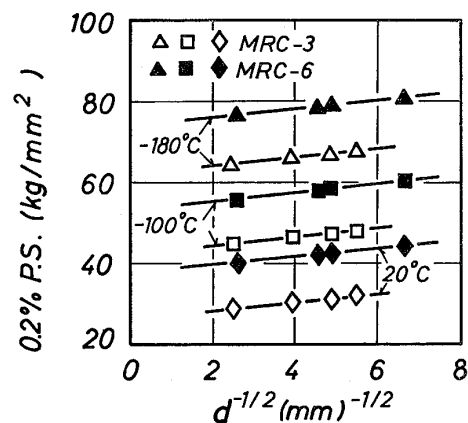


Fig. 11. Effect of grain size on the 0.2% proof stress tested at 20°C, -100°C and -180°C.

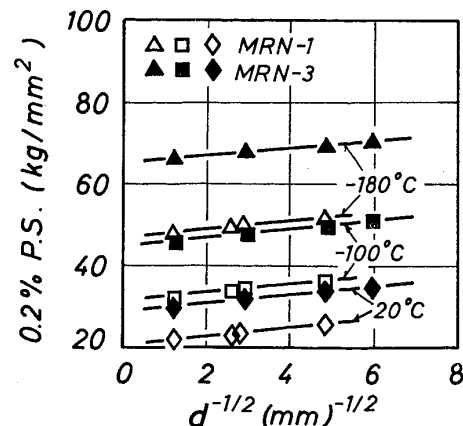


Fig. 12. Effect of grain size on the 0.2% proof stress tested at 20°C, -100°C and -180°C.

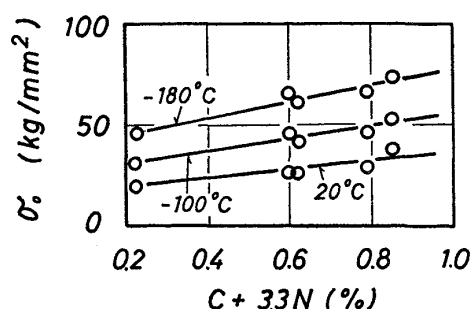


Fig. 13. Friction stress vs. $C+3.3N$ plots, C & N content in wt%.

が左辺より小さいと脆性破壊となり左辺が右辺より小さいと降伏が起りやすく靱性破壊になると考えられる。

Fig. 11 および Fig. 12 はそれぞれ 20°C , -100°C , -180°C での MRC-3, MRC-6 および MRN-1, MRN-3 鋼の 0.2% 耐力におよぼす粒寸法の影響をしらべた結果である。Fig. 13 は σ_0 を $C+3.3N$ (%) で整理した結果であり、いずれも両者の間にほぼ直線関係がみとめられる。また、定数 K_y は本実験の場合 $0.85 \sim 1.20 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ であり、試験温度や C, N 量との間に系統的な関係はみとめられなかつた。この K_y の値は RAO¹⁴⁾ が 25°C で 21Cr-14Mn-0.7N-0.12C 鋼について求めた $3.8 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ にくらべると小さいが、SONON³⁹⁾ が 19Cr-35Ni-1Si 鋼について -196°C で求めた、 $1.0 \sim 1.9 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ に近い値である。

SMALLMAN の Criterion で μ , γ はあまり変化せず²¹⁾ また Fig. 9 にしめした衝撃値と $C+3.3N$ の関係および Fig. 13 にしめした σ_0 と $C+3.3N$ との関係とから $C+3.3N$ が 1.0 を越えると脆性破壊が起こることがわかる。

4. 結 言

高マンガン安定オーステナイト鋼のザブゼロ温度における引張特性、衝撃値におよぼす C および N の影響をしらべた。とくに試験温度が -196°C の場合 N を添加した高 Mn オーステナイト鋼の衝撃値におよぼす Ni の影響、またシャルピー試験時における荷重-時間曲線におよぼす C, N の影響をも調査し、靱性破壊/脆性破壊遷移について考察を行った。得られた結果はつぎのとおりである。

(1) 0.2% 耐力、引張強さは C および N 添加量すなわち $C+1.5N$ に対して直線的に増加し、同一添加量での N の強化の度合いは C の 1.5 倍である。

(2) C の添加は 20°C で伸びを増加せしめ、 -180°C ではわずかに減少せしめる。絞りは C の添加によ

りわずかではあるが減少の傾向をしめす。N は 20°C および -180°C における伸び、絞りを減少せしめる。

(3) -100°C までの衝撃値は C, N の添加でほとんど低下しない。 -150°C および -196°C での衝撃値は低温ほど小さく C 量が 0.3%, N 量が 0.15% を越えると低下しその度合いは C 添加鋼にくらべ N 添加鋼の方が大きい。しかし、温度 -196°C での C 添加鋼の衝撃値は C 量が 0.5% でも約 $20 \text{ kg} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$ と高い値をしめすのに対し、N 添加鋼の場合は N の添加量が 0.25% を起えると $3 \text{ kg} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$ 以下に低下し Ni を 2% 程度添加しても効果がない。

(4) -196°C で脆性破壊した 0.30% N 添加鋼のシャルピー試片破面を走査電顕で観察した結果、破面には Dimple もみとめられるがフラットな脆性破面が多く、ほぼ直線状のステップが一定の角度で交叉している。このような破面はクラックが (111) 面で発生し、伝播していく過程で過程で積層欠陥や、双晶欠陥と反応することによつて生じたものと考えられる。

(5) -196°C でのシャルピー試験時の荷重-時間曲線の降伏荷重および最大荷重はいずれも靱性破壊が起こる場合 $C+3.3N$ に比例して増加する。衝撃値は逆に $C+3.3N$ が多いほど減少し、 $C+3.3N$ が 1.0 を超えるといちじるしく低下する。

(6) C は積層欠陥発生頻度を減少せしめ N は増加せしめる。Ni の添加量が多いほど N 添加高 Mn オーステナイト鋼の -196°C での靱性はオーステナイトの安定性に関係なく回復する。このことは Ni の添加による積層欠陥エネルギーの増加に起因すると考えられる。

(7) 降伏点に関する Petch の式の摩擦応力は C, N の添加量 $C+3.3N$ に対してほぼ直線的に増加する。しかし、 K_y は試験温度や C 量, N 量との間に系統的な関係はみとめられず $0.85 \sim 1.20 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ であつた。

(8) SMALLMAN が求めた靱性破壊か脆性破壊かを規定する式および 5) 7) 項の結論とから -196°C での衝撃値は $C+3.3N$ が 1.0 を超えると脆化すると結論される。

本研究を遂行するにあたり、終始御指導、御鞭達を賜つた大同特殊鋼(株)研究開発本部長藤原達雄博士、浅田千秋博士、福井彰一博士に心から感謝申し上げます。また本研究に御協力いただいた中央研究所第 3 研究室の各位とくに石田清仁博士に感謝致します

文 献

- 1) T. KATO, S. FUKUI, M. FUJIKURA, and K. ISHIDA: Trans. ISI, 16 (1976), p. 673

- 2) *F. W. SCHALLER and V. F. ZACKAY*: Trans. ASM, 51 (1959), p. 609
- 3) *J. C. SHYNE, F. W. SCHALLER, and V. F. ZACKAY*: Trans. ASM, 52 (1960), p. 848
- 4) *A. KASAK and E. J. DULIS*: Trans. ASM, 51 (1959), p. 623
- 5) *C. E. SPAEDER, Jr., J. C. MAJETICH, and K. G. BRICKNER*: Metal Eng. Quarterly, ASM, (1969), Aug., p. 1
- 6) *G. TISINAI and C. H. SAMANS*: Trans. ASM, 49 (1957), p. 747
- 7) 藤倉正国, 宗 光彦: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 794
- 8) *J. D. DEFILLIPPI, K. G. BRICKNER, and E. M. GILBERT*: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969), p. 2141
- 9) 佐藤進一: 日本金属学会々報, 5 (1966), p. 559
- 10) *C. M. HSIAO and E. J. DULIS*: Trans. ASM, 49 (1957), p. 758
- 11) *C. M. HSIAO and E. J. DULIS*: Trans. ASM, 52 (1960), p. 855
- 12) たとえば, *J. NUTTING*: JISI, 207 (1969), p. 872
- 13) *D. J. DYSON and B. HOLMES*: JISI, 208 (1970), p. 469
- 14) *V. K. RAO, D. M. R. TAPLIN, and P. R. RAO*: Met. Trans., 6A (1975), p. 77
- 15) *G. P. SANDERSON and D. T. LLEWELLYN*: JISI, 207 (1969), p. 1129
- 16) *G. W. POWELL, E. R. MARSHAL, and W. A. BACKOFEN*: Trans. ASM, 50 (1958), p. 478
- 17) *H. M. OTTE*: Acta Met., 5 (1957), p. 614
- 18) *P. Y. VOLOSEVICH, V. N. GRIDNEV, and Y. N. PETROV*: Fiz. metal. metalloved., 40 (1975), p. 554
- 19) *D. DULIEU and J. NUTTING*: Metallurgical Developments in high-alloy Steels, Iron & Steel Inst., Spec. Rep. No. 86, (1964), London, p. 140
- 20) *F. LECROISEY and A. PINEAU*: Met. Trans., 3 (1972), p. 387
- 21) 田中 実, 布村成具: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 439
- 22) *K. H. G. ASHBEE*: Acta Met., 15 (1967), p. 1129
- 23) *K. SIPOS, L. REMY, and A. PINEAU*: Met. Trans., 7A (1976), p. 857
- 24) *J. M. BERRY*: Trans. ASM, 51 (1959), p. 556
- 25) 小林俊郎, 石田末重: 材料科学, 4 (1967), p. 251
- 26) *W. T. REED*: Dislocation in Crystals, (1953), p. 131, [McGraw-Hill Book Co. Inc.]
- 27) 藤倉正国, 加藤哲男: 「鉄と鋼」投稿中
- 28) *R. E. SMALLMAN*: Modern Physical Metallurgy, (1963), p. 339 [Butterworth]
- 29) 宮本 博(訳): 構造材料の強度と破壊 (1), (1970), p. 47 [倍風館]
- 30) *D. E. SONON and G. V. SMITH*: QTASM, 58 (1965), p. 353