

微量 Nb, V 処理鋼の機械的性質と破壊の様相について*

75606

荒木 透**・難波明彦***・青木孝夫****・金尾正雄****

On the Mechanical Properties and Fracture Characteristics of Steels Containing Small Amount of Niobium and Vanadium

Toru ARAKI, Akihiko NANBA, Takao AOKI, and Masao KANAO

Synopsis:

A study was made on the strengthening phenomena and fracture behaviours in aluminium or Ca-Si killed low carbon manganese steels with small amounts of Nb, V or Nb-V addition. It was found that the addition of Nb, V, or in combination of these elements produced an additional strengthening due to the fine carbonitride precipitation above the strength level presumed from the refined grain size, and this was controlled by the various heat treatments. The yield strength increment in the Nb-V, -and Nb-V-steels can be divided into the two terms, i. e. grain refinement and friction stress increment, the contribution of these two depends on the kinds of the steels and heat treatment. In Al-killed steels the impact transition temperature was generally lower than that of corresponding Ca-Si killed steels. The impact transition characteristics seem to be classified into four groups by the yield strength against the strengthening mechanism, and a linear dependence of the transition temperature on the friction stress increment has been found. A good combination of strength and toughness was obtained in the steels strengthened by the balanced effect of both the grain refinement and the friction stress factor. Finally, the fracture appearance of impact specimens was examined by microfractography.

(Received Feb. 21, 1970)

1. 緒 言

現在多量に生産されつつある溶接構造用高張力鋼として、焼入れ焼もどしの調質処理を施さない鋼種においてとられる鋼の強化手段としては、「結晶粒の微細化」と「微量炭窒化物の析出強化」が主要な因子となっている。

近年、Nb あるいは V の微量添加による有効な強化現象が注目され¹⁾²⁾³⁾、基礎面からも系統的な研究が行なわれつつある。Nb, V の添加は、析出硬化と結晶粒微細化の2つの効果を有し、それぞれ熱処理により異なつた特徴を示すので、これらを組み合わせて適当な熱処理を行なえば、単独添加の場合とは異なつた効果が期待される。そこでわれわれは Nb と V および Al の微量複合添加を中心とし、熱処理と強度、靱性など機械的性質、これに関する炭、窒化物の析出挙動および破壊の様相などについて検討を行なつた。

2. 実験方法

基本材の目標成分として、C 0.19, Si 0.30, Mn 1.20, N 0.01% を選び、これに Nb と V を 0.04% まで添加した供試材の化学組成を Table 1 に示す。基本材

は B の記号で表わし、Nb または V を添加し、Ca-Si で脱酸したものそれぞれ N, V とし、Al で脱酸したものをそれぞれ NA, VA の記号で示す。また Nb と V を複合添加したものには NV, NVA として表わす。溶解はすべて 50 kg 高周波誘導炉で大気中溶解し、20 kg インゴットに分注した。1200°C で均熱後 20 mm φ に鍛圧し供試材とした。圧延仕上がり温度は約 1000°C であつた。

これらを以下に示すような各種の熱処理を行なつた。

- (1) 1250°C で 1 hr 加熱後、25°C/min で冷却、鋼種名の前に「12」をつけて示す。この冷却速度は 25 mm 厚さの鋼板の冷却速度にほぼ相当する。
- (2) 930°C で 1 hr 加熱後、25°C/min で冷却、「9」をつけて示す。
- (3) 圧延材を 550°C で 2 hr 焼もどす。「5」をつけて示す。
- (4) 圧延材を 670°C で 2 hr 焼もどす。「6」をつ

* 昭和44年3月本会講演大会にて発表

昭和45年2月21日受付

** 東京大学工学部 工博

*** 東京大学大学院、現在川崎製鉄(株)

**** 金属材料技術研究所

Table 1. Chemical composition of steels (wt %).

Mark	C	Si	Mn	Cr	Cu	P	S	Nb	V	Al	N	O
B	0.19	0.30	1.23	0.04	0.05	0.01	0.02	—	—	—	0.01	0.02
A	0.18	0.26	1.20	0.04	0.06	0.01	0.02	—	—	0.06	0.01	0.01
N	0.19	0.27	1.21	0.04	0.06	0.01	0.02	0.04	—	—	0.01	0.02
NA	0.18	0.24	1.20	0.04	0.06	0.01	0.02	0.04	—	0.07	0.01	0.01
V	0.21	0.33	1.36	0.04	0.06	0.01	0.02	—	0.05	—	0.01	0.01
VA	0.21	0.30	1.33	0.04	0.06	0.01	0.02	—	0.05	0.07	0.01	0.01
NV	0.18	0.27	1.22	0.04	0.06	0.01	0.02	0.04	0.05	—	0.01	0.02
NVA	0.18	0.26	1.22	0.04	0.06	0.01	0.02	0.04	0.05	0.06	0.01	0.01

Table 2. ASTM grain size number of ferrite.

Steel	B	BA	N	NA	V	VA	NV	NVA
As rolled	8.6	9.0	11.0	10.4	9.9	9.8	9.9	10.4
930°C AC	7.2	8.6	9.8	9.7	9.0	—	9.8	—

けて示す。

これらの試料の薄膜電顕による微細組織の観察、抽出レプリカによる析出物の観察、マイクロフラクトグラフィ、引張試験、Vノッチシャルピー衝撃試験を行ない、微細組織と機械的性質の関係について考察し、微量 Nb V, Nb-V 添加の効果をしらべた。

3. 実験結果と考察

3.1 組織観察

光学顕微鏡観察では全試料ともフェライト・パーライト組織であった。しかし 1250°C から空冷した試料ではウィドマンステッテン状組織がかなり混在しており、基本材と V 鋼では比較的少なかったが、Nb と Nb-V 鋼では組織上約 30% のウィドマンステッテン状組織が認められた。これらの試料のフェライト結晶粒度は正確に測定できなかつたが、ポリゴナルフェライト部分の粒度を測定し、参考とした。パーライト量は 2~3% のばらつきはあるが、いずれも約 20% であった。Table 2 に熱間圧延材と 930°C 焼ならし材のフェライト結晶粒度を示す。

基本材 B と粒度番号を比較すると、熱延、焼ならし材とも Al 添加により 1.4, Nb 添加で 2.4~2.6, また V 添加で 1.3~1.8 それぞれ微細化されている。また複合添加の場合は、それぞれの単独添加の場合の中間の値を示している。

オーステナイト中の NbC の溶解度は研究者によつてかなり異なつてはいるが、0.2% C の場合、1000°C では 0.002~0.008% の Nb が固溶し、1200°C では 0.02~0.06% 固溶するといわれる⁴⁾。したがつて均熱温度 1200°C 以上では Nb はほとんど固溶されているが、1000°C では大部分の Nb は固溶できず析出することに

なる。Nb 鋼の圧延材においては、圧延作用によって Nb 炭化物の析出が促進され、オーステナイト中で析出成長し、オーステナイト結晶粒の圧延中の再結晶粗大化阻止をすると同時に、フェライトの核発生を促進し著しい結晶粒微細化を行なうものと考えられる。

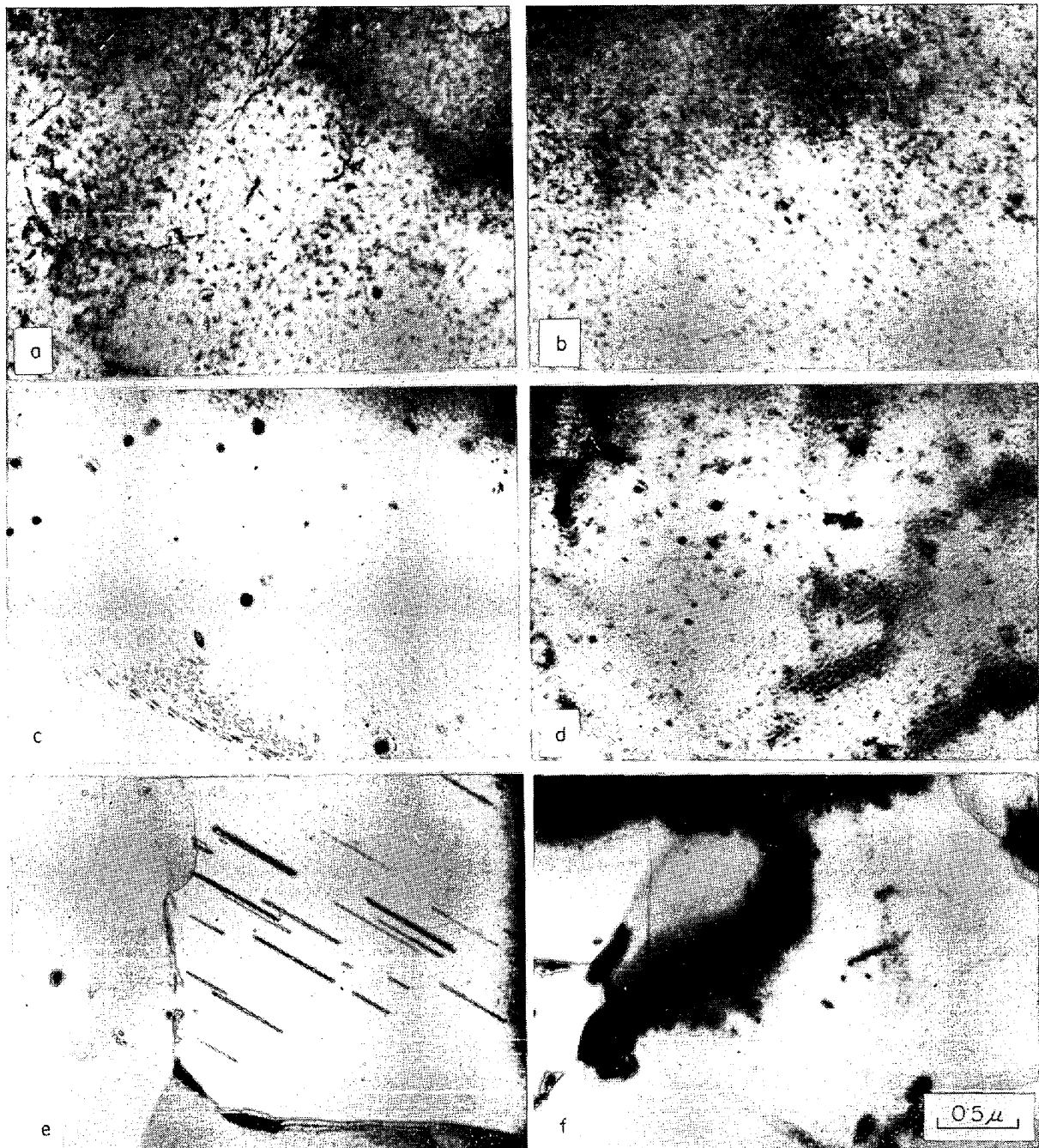
透過電子顕微鏡によると、1250°C から空冷した場合、Nb, V, Nb-V 鋼のいずれにおいても微細な析出物が観察された。これらの析出物はいずれもマトリクスと整合状態にあると考えられる。NbC と VC はともに NaCl 型の面心立方晶であり、格子定数も似ており、フェライトマトリクスとの結晶方位関係も同じであるとされる⁵⁾。

いま $(100)\text{Fe} // (100)\text{VC}$

$[011]\text{Fe} // [110]\text{VC}$

の方位関係が成立つとすると、(100)Fe 面における [010] Fe と [011]VC 方向のミスフィットは約 2.5% となる。一般に鋼中に析出する V 炭化物は V_4C_3 に近い組成をもつから、ミスフィットはさらに小さくなる。整合性を保つための全ひずみが、面間隔の半分をこえ界面転位が導入されるまで炭化物は約 20 単位セル成長できることになる。したがつて最大の整合ひずみは約 80Å の大きさで得られる。しかし (100)VC 面と垂直な方向の整合性はきわめて悪く、炭化物は平板状に成長すると思われる。同様にして NbC の場合は約 23Å で最大整合ひずみが得られる計算になる。Photo. 1a は Nb 鋼を 1250°C から空冷したときの微細析出物の一例であり、整合ひずみのため大きさは正確にはわからないが、おそらく 100Å 以下と思われ、ほとんど整合状態にあるものと考えられる。

930°C から焼ならした試料においては、V 鋼では Photo. 1b に示すように微細な析出が全面的に認められ



(a) Nb steel 1250°C AC (b) V steel 930°C AC (c) Nb steel 930°C AC
 (d) Nb-V steel 930°C AC (e) V steel 550°C AC (f) Nb steel 670°C AC

Photo. 1. Transmission electron micrographs of steels.

た。しかし Nb 鋼では Photo. 1c に示すようにオーステナイト中で析出したと思われる凝集した析出物が分散していた。微細析出物も場所により認められたが、その密度は低い。凝集した析出物はフェライトマトリクスと非整合状態にあるものと考えられるもので、結晶粒の微細化に寄与する NbC とと思われる。また Nb-V 鋼では、Photo. 1d に示すように凝集した析出物と微細な析出物が混在していた。圧延材を 550°C で焼もどした場合は、いずれも微細な析出物が認められた。そして Nb, また

は Nb-V 鋼においては、オーステナイト化中の未溶解炭化物、または熱間圧延中に析出したと思われる粗大炭化物がしばしば認められた。また V 鋼においては Photo. 1e に示すような微細双晶がかなり認められるのが特徴であった。これはおそらく $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の変態ひずみによつて発生したと考えられるが、少量の V 添加によつて双晶発生が容易になることはすでに谷野⁷⁾らによつて報告されているが、その理由についてはなお検討が必要である。670°C で焼もどした場合は、微細炭化物がや

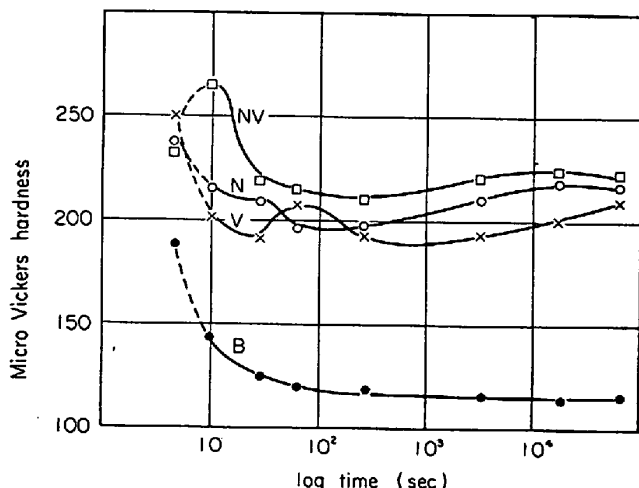


Fig. 1. Hardness changes of ferrite during isothermal transformation at 600°C.

や成長する傾向がみられる。Photo. 1(f)は Nb 鋼を 670°C 2 hr 焼もどしたときの例で、粒界の粗大炭化物と粒内の微細炭化物のやや凝集したのが観察される。

3.2 恒温変態における析出挙動

Nb, V, Nb-V 複合添加鋼の析出硬化挙動を明らかにするため恒温変態のフェライトの微少硬度、析出物の観察を行なった。Fig. 1は 1250°C で 1 hr 溶体化したのち、600°C で恒温変態させたときの初析フェライト部分の微少硬さ変化である。なお試料を恒温変態の途中から焼入れすると室温において焼入時効の影響が重複する恐れがある。そこで焼入れ後、GRAY⁹⁾ らが行なったと同じように 300°C 3 day 保持して過時効させた。Fig. 1に示すように変態直後の高い硬度と、長時間側にもう1つのピークがあきらかに認められる。基本材 B においても、30 sec 付近までは初析フェライト量が少なく、焼入によって生じた周囲のマルテンサイトの影響を受けて硬度が高く現われる。変態フェライト量は各鋼種でほぼ同じであるから、この初期の高い硬度の影響を Nb, V, Nb-V 鋼の値から差引くと、一層短時間側のピークが顕著になる。600~700°C の比較的低温の恒温変態においてこのように2つのピークが現われることは、Nb 鋼においてはGRAY⁹⁾ が、V 鋼においてはWOODHEAD¹⁰⁾ が報告しているが、時効の初期においては、過冷オーステナイト中の析出と、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の際の $\gamma \rightarrow \alpha$ 界面にそって析出の2つが起こることを認めている。この実験においては、変態直後でも B 材に比較してかなり硬度が高いことから、短時間側の第1のピークは、おそらく過冷オーステナイト中、または $\gamma \rightarrow \alpha$ の変態時の $\gamma \rightarrow \alpha$ 界面に核発生した微細な整合炭窒化物の成長過程に対応していると考えられる。図でわかるように V 鋼は Nb 鋼よりピ

ークの位置が遅く現われ、Nb-V 複合添加鋼は最も早くピークも高い。VC のオーステナイト中の溶解度は NbC より大きいので¹¹⁾、過冷オーステナイト中での析出はわずかであり、かつ前に述べたように最大整合ひずみを発生させるに必要な粒子直径が NbC より大きいなどの効果によるものと考えられる。長時間側にみられる第2のピークは過飽和フェライト中の核発生析出硬化と考えられる。この第2段ピークの始まる時間は温度を上げると急速に短時間側にずれる。たとえば V 鋼において 600°C では約 1000 sec であるが、690°C になるとわずか 20 sec に短縮される⁹⁾。Photo. 2は Nb-V 鋼の 1 min, 5 min, 20 hr における試料の抽出レプリカ写



Photo. 2. Precipitation in ferrite of Nb-V steel at 600°C for 1 min (a) 5 min (b) 20 hr (c). Extraction replicas.

Table 3. Tensile properties of normalized specimens.

930°C 1 hr AC					1 250°C 1 hr AC				
Steel	LYS kg/mm ²	TS kg/mm ²	YS/TS	El. %	Steel	0.2% PS kg/mm ²	TS kg/mm ²	YS/TS	El. %
9B	31.5	50.0	0.63	41.7	12B	27.7	49.2	0.56	42.1
9A	31.9	48.1	0.66	43.2	12A	25.5	48.1	0.53	42.0
9N	36.2	51.3	0.71	41.1	12N	40.0	59.7	0.67	29.4
9NA	36.9	49.6	0.73	41.7	12NA	41.8	61.1	0.68	28.6
9V	36.8	52.6	0.70	36.8	12V	36.1	54.4	0.66	34.4
9NV	38.7	50.8	0.74	41.1	12NV	51.5	66.7	0.77	25.2

Table 4. Tensile properties of tempered specimens.

550°C 2 hr AC					670°C 2 hr AC				
Steel	LYS kg/mm ²	TS kg/mm ²	YS/TS	El. %	Steel	LYS kg/mm ²	TS kg/mm ²	YS/TS	El. %
5B	34.5	49.3	0.70	35.4	6B	31.1	44.5	0.70	42.0
5A	33.9	48.2	0.70	37.0	6A	31.7	45.7	0.69	41.6
5N	43.9	53.4	0.82	36.8	6N	40.3	48.7	0.83	40.0
5NA	42.8	53.9	0.79	36.2	6NA	39.1	50.2	0.78	38.0
5V	44.6	57.1	0.78	32.0	6V	41.3	51.6	0.80	32.6
5VA	41.8	55.6	0.75	33.0	6VA	38.0	50.7	0.75	35.4
5NV	45.3	57.3	0.79	32.2	6NV	44.0	54.9	0.80	31.2
5NVA	45.3	57.2	0.79	33.8	6NVA	43.3	54.0	0.80	32.2

真である。微細析出、成長、2次析出過程の傾向が認められる。

このように Nb, V 鋼の析出挙動は、初析フェライトの析出温度、保持時間などによつて複雑に変化するもので、 γ - α 変態点を下げる効果の大きい Mn のような合金元素の量や、冷却速度などによつて微妙に変化するであろう。

3.3 機械的性質

3.3.1 引張性質

試料の化学組成にややばらつきがみられるので、引張試験の結果に対しては LACY¹⁰⁾らの提出した計算式によつて基本材に合わせるように補正した。1 250°C から空冷した試料には明りような降伏点が現われなかつたので、0.2% 耐力で表示した。

Table 3 と Table 4 に引張試験結果を示す。930°C から焼ならした試料では、引張強さは約 50 kg/mm² であり変化がみられないが、降伏強さは、Nb, V, Nb-V の添加によつて約 6~9 kg/mm² 上昇し、降伏比で約 0.1 高くなる。1 250°C から空冷した試料では、Nb または Nb-V 鋼で引張強さと降伏強さの両方とも大幅に増加しているが、V 鋼は 930°C と大差がない。つぎに圧延材を 550°C で 2 hr 焼もどしたものは、引張強さの増加は比較的少ないが、Nb, V, Nb-V の添加によつて降伏強さが約 10 kg/mm² 増加し、約 0.8 の降伏比が

得られる。Nb-V 複合添加はいずれも単独添加により高い値が得られている。

これらの強度、特に降伏強さの上昇は前述の組織観察の結果でもわかるように、結晶粒微細化と析出硬化の結果得られたものと考えられる。一般に少量のパラライトを含むフェライト鋼では、フェライト粒径と降伏強さの間にはよく知られているような PETCH の関係が成立つか、Nb, V などを添加した鋼においては、

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} + \Delta Y$$

で示されるような付加的降伏強さの増加分 ΔY が認められる¹¹⁾。 ΔY が結晶粒径 d に依存するという報告¹¹⁾もあるが、ここでは MORRISON¹²⁾が指摘したように主として σ_0 の増加によるものと考えられる。

Fig. 2 と Fig. 3 に各試料の下降伏強さとフェライト結晶粒径の関係を示す。図中の実線は、基本材 B のフェライト結晶粒径の下降伏強さ依存性を示すもので、この直線より高強度側にあれば付加的降伏強さ増加 ΔY が認められることになる。まず Fig. 2 の 930°C 焼ならした材についてみると、Al 添加により結晶粒微細化は著しいが摩擦応力は低下し、Nb 鋼では基本材の実線の上のることから、MORRISON¹²⁾がすでに指摘しているように、結晶粒微細化作用のみが降伏強さの増加に対して寄与していることを示している。また Nb-Al 鋼は Nb 鋼とほとんど同じ傾向を示す。これに対して V 鋼は基本線

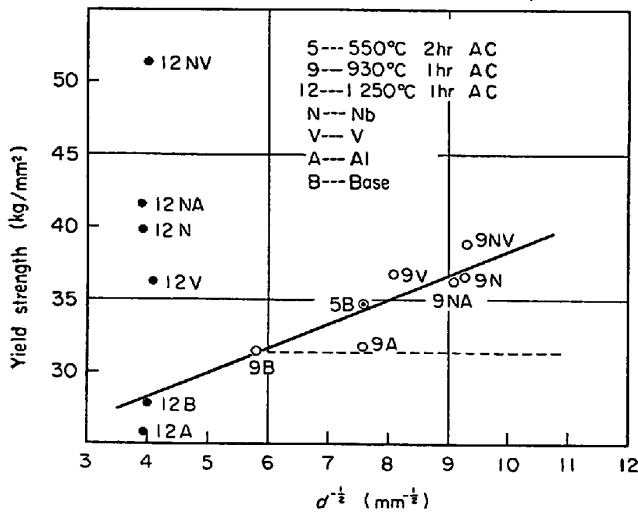


Fig. 2. Influence of grain size on lower yield strength of normalized specimens.

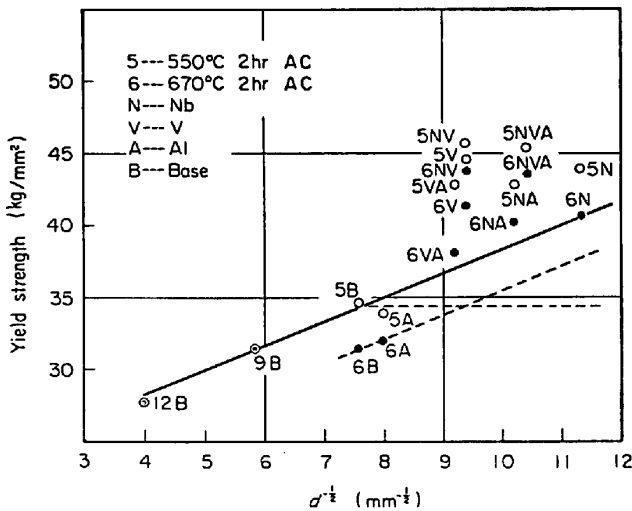


Fig. 3. Influence of grain size on lower yield strength of tempered specimens.

より約 2 kg/mm^2 上にあり、結晶粒微細化作用のほか、摩擦応力も増加していることがわかる。Nb-V 鋼では V 鋼の摩擦力増加分とほぼ等しい。9 V の σ_y を B の Petch 関係の直線にそつて平行移動させると、Nb-V 鋼の σ_y にほぼ等しくなる。すなわち結晶粒微細化の寄与が Nb により加わつた形である。まず複合添加の場合も単独添加と同様に Nb 炭窒化物と V 炭窒化物がそれぞれ別々に析出すると仮定すると、Nb が結晶粒の微細化に、V は整合析出によつて摩擦応力の増加に主として寄与していると考えられる。Photo. 1d に示したように、Nb-V 鋼では 930°C 焼ならしの場合、結晶粒微細化にのみ寄与したとみられる非整合析出物と、摩擦応力に寄与するとみられる整合析出物が混在していた。オーステナイト中で析出した炭窒化物を同定するため、Nb, V,

および Nb-V 鋼を 930°C 1 hr オーステナイト化したのち水焼入れし、その電解残渣を X 線で調べた。その結果、Nb および Nb-V 鋼のいずれも格子定数 $a=4.46\text{\AA}$ の面心立方晶のパターンが得られた。純 NbC と NbN の格子定数はそれぞれ $a_{\text{NbC}}=4.468\text{\AA}$, $a_{\text{NbN}}=4.384\text{\AA}$ であり¹²⁾、NbC と NbN は全率固溶すると考えられているので、Nb 鋼の析出物は N をわずかに固溶した Nb (C, N) であると考えられる。VC の格子定数 $a_{\text{VC}}=4.16\text{\AA}$ であり、NbC に V はわずかししか固溶しない¹³⁾ことを考えると、Nb-V 鋼で Nb 側の $a=4.46\text{\AA}$ が得られたことは、オーステナイト中ではまず Nb 炭窒化物が析出し、ついで冷却中に V 炭窒化物が微細に析出するという考え方を支持している。しかし局部的には Nb 側の炭窒化物の微細析出による強度増加も考えられる¹⁴⁾。また VC 中には Nb は部分的に固溶する¹⁵⁾のでさらに微視的な検討も必要であろう。なお V 鋼においては残渣の回折パターンが得られず、 930°C のオーステナイト中には、用いた電解条件で捕集できるような析出物が存在しないことを示している。

1250°C 空冷材については、各鋼間の結晶粒の変化がほとんどなく、強化については Nb-Al, Nb-V の複合添加に対して一応相乗効果が認められる。しかしこの系列の試料ではベイナイト状組織が混在し、その量も異なるので単純に比較できない。この組織の正確な定量は困難であるが、12 B, 12 A, 12 V 材で約 5~10%, 12 N, 12 NA, 12 NV で 25~30% 含まれ、Nb を添加すると増加する傾向が大きい。一般にフェライト・パーライト鋼中にベイナイト状組織が混在すると降伏比が低下する傾向があるが¹⁵⁾、12 NA, 12 NV 材は 12 N 材とほぼ等量のベイナイト状組織を含むので、複合添加による相乗強化作用は主としてフェライトマトリックス中の効果によるものと考えられる。この原因については、Nb, V 炭窒化物中の C と N の置換割合が変わり、析出物の格子定数の変化にもとづく整合ひずみの増加が一因とも推定されるが、今後実験的知見を高める必要がある。

つぎに Fig. 3 の圧延-焼もどし材についてみると、 550°C で焼もどした材料はいずれも基本材の線の上であり、結晶粒微細化とともに摩擦応力が増加している。 670°C 焼もどしでは、 550°C に比べ Nb と V 鋼では B の降伏強さの低下にほぼ等しく低下しているが、Nb-V 鋼ではそれらの約半分で、過時効し難いことを示している。

Fig. 4 は 930°C 焼ならし材と、圧延- 550°C 焼もどし材の降伏応力増加分中に占める摩擦応力と結晶粒微細化効果の寄与を示す。 930°C 焼ならし材においては、Nb

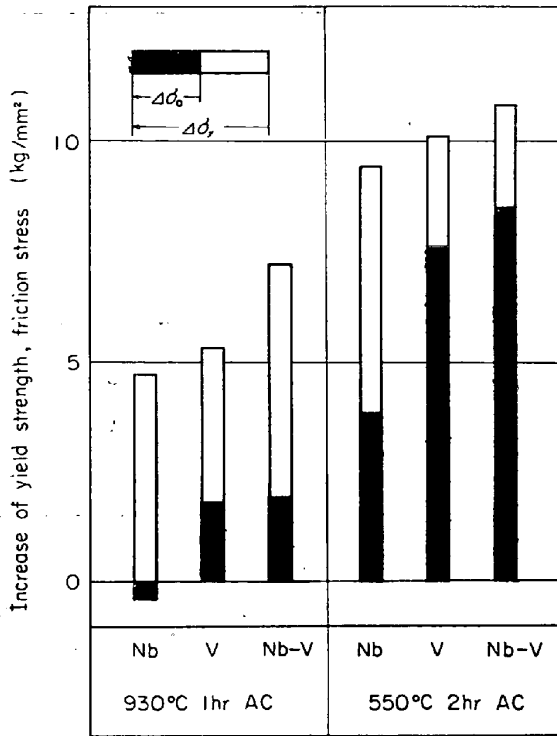


Fig. 4. Contribution of friction stress in increase of lower yield strength.

とVの複合添加の効果は、Vの摩擦応力増加分にNbの結晶粒微細化効果分を加えた形となつてはいるが、降伏応力増加分全体に占める摩擦応力の寄与は比較的少ない。これは焼ならしの際の冷却速度が比較的遅かったことが一因と考えられる。たとえば谷野ら¹⁵⁾はFe-0.2%V-0.15% C合金の初析フェライトの硬度が、60°C/minの冷却速度で最高の150HVを示すことを述べている。本実験の冷却速度25°C/minでは120HVである。

これに対し圧延-550°C焼もどしの場合、降伏強さ増加の絶対値も大きくなるが、とくに摩擦応力の増加が著しい。Nb鋼は結晶粒微細化効果のほうが、摩擦応力の増加よりやや大きい、V, Nb-V鋼では摩擦応力の増加が著しいことがわかる。これは圧延後の冷却速度が焼ならしよりかなり速く、550°C焼もどしによつて微細析出物の効果が十分に現われているためと考えられる。Nb処理鋼においては圧延中にかなりのNbが析出し、冷却中と焼もどしの際の微細析出が相対的に減少するためと考えられる。

3.3.2 衝撃試験結果

シャルピー衝撃遷移温度 $vTrs$ と下降伏点 σ_y の関係をFig. 5に示す。 σ_y の支配する因子によつてほぼ4つのグループに大別される。

第Iのグループは、支配因子が微細な整合析出物の場合である。このグループでは直線Iで示されるように

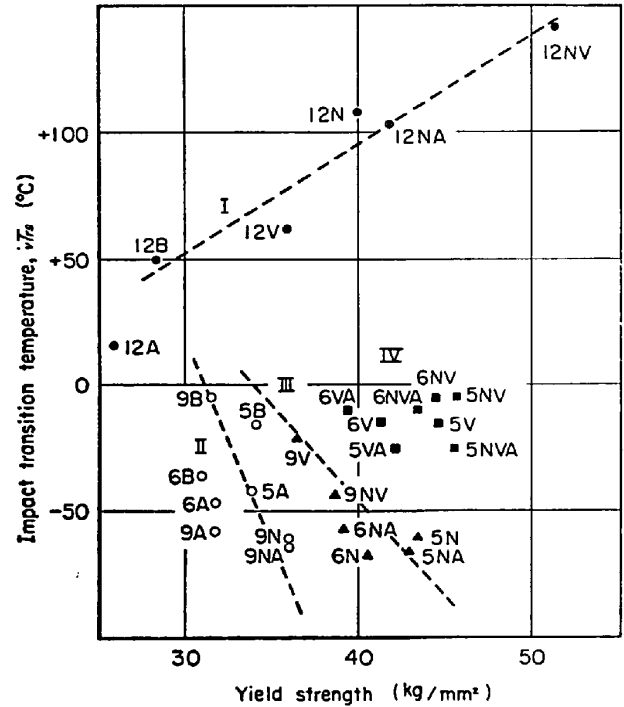


Fig. 5. Relationship between lower yield strength and impact transition temperature.

σ_y の上昇につれて $vTrs$ も直線的に上昇する。HESLOPとPETCH¹⁷⁾は焼入れ時効などの熱処理を行なつて溶質原子の状態を変化させて、シャルピー衝撃遷移温度と降伏点の関係を求めた結果、降伏強さの増加1kg/mm²当たり遷移温度が3°C上昇することを報告している。またCOTTRELL¹⁸⁾は軟鋼の切欠き延性脆性-遷移温度が降伏強さ増加1kg/mm²当たり4°C上昇すると述べている。図の直線は約4°C/1kg/mm²の傾斜を有し、摩擦応力の寄与による遷移温度の上昇を示していると考えられる。

第IIのグループは $\Delta\sigma_y$ を支配する因子が主として結晶粒微細化のみの場合である。これらは各種熱処理した基本材と、Nb鋼の930°C焼ならし材が含まれ、直線Iとは逆に降伏強さの増加とともに衝撃遷移温度が著しく低下する傾向があるが、降伏強さの増加は比較的少ない。またIとIIのグループにおいてAlの添加は遷移温度低下に対して有効であり、特に単独添加の場合に著しい。この場合Alの靱性改善には微粒化とともに固溶Nの固定が一役をしめていると考えられる。

第IIIのグループは $\Delta\sigma_y$ を支配する因子が結晶粒微細化と摩擦応力増加の両者によるもので、摩擦応力寄与分が比較的少ないものである。930°C焼ならしV鋼、Nb-V鋼、圧延-550°C焼もどしNb鋼が含まれ、降伏強さの増加につれて遷移温度もかなり低下する。

第IVのグループは、降伏点の増加は著しいが、遷移温度は各基本材とほぼ等しいもので、摩擦応力寄与分が

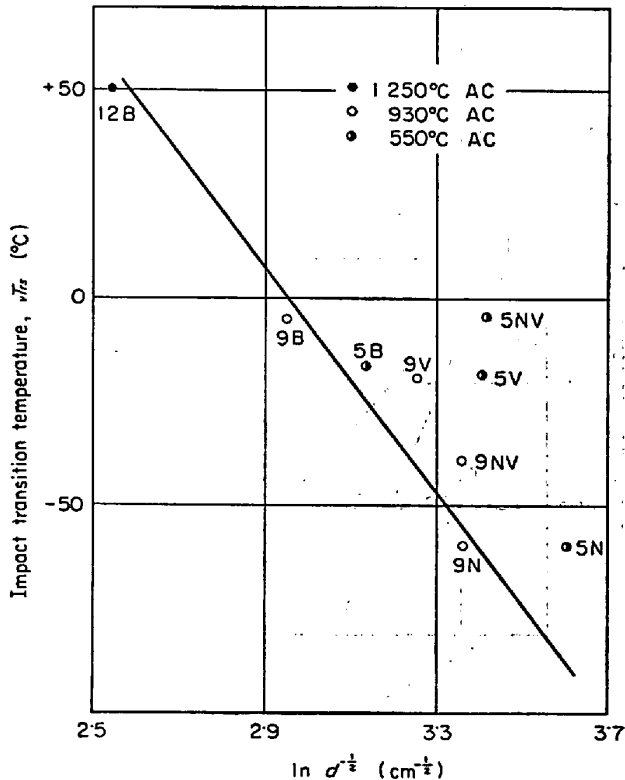


Fig. 6. Relationship between ferrite grain size and impact transition temperature of normalized and tempered specimens.

結晶粒微細化効果に比べて比較的大きいものである。構造用鋼としては、強度と靱性を兼ね備えることが望ましいが、Fig. 5でいうと右下部分に位置するのが最も望ましいことになる。その意味から Nb, Nb-Al 鋼の圧延—550°C 焼もどしが最もよい性質を有することになる。しかし Nb 鋼の強度は冷却速度によつて大きく変わるから、圧延後の冷却速度が適当ならば圧延のままで十分良好な結果が得られるであろう。また V, Nb-V 鋼についても、圧延仕上がり温度を低くし細粒化を行なえば靱性がより改善され、強度と靱性のよい組み合わせが期待できる。

第Ⅱ, Ⅲ, Ⅳのグループに属する試料では結晶粒微細化と摩擦応力増加の効果が重複しているので、これらを分離して考える必要がある。一般に衝撃遷移温度のフェライト結晶粒度依存性は、 $\ln d^{-1/2}$ に対して表わされる¹⁷⁾。Fig. 6は Ca-Si キルド鋼の 930°C 焼ならし材と、圧延—550°C 焼もどし材の遷移温度を $\ln d^{-1/2}$ に対してプロットしたものである。基本材と 9N 材の点はほぼ直線で表わすことができ、その傾斜は、HfslOP¹⁷⁾、青木ら¹⁵⁾が求めた遷移温度のフェライト結晶粒度依存性の結果とよい一致を示している。そのほかの点はいずれも直線の上側にあり、結晶粒以外の因子による遷移温度上昇を示し

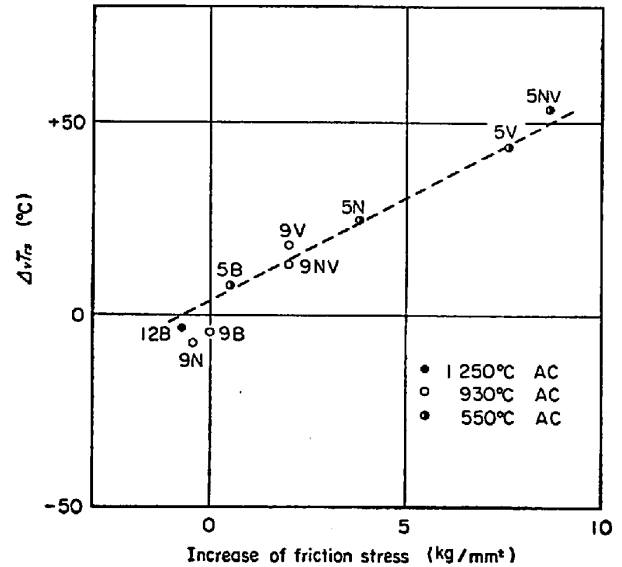


Fig. 7. Influence of friction stress increment on transition temperature of normalized and tempered specimens.

ている。これらの各点と直線との間の温度差 ΔvTn を求め、摩擦応力増加分 $\Delta\sigma_0$ に対して Fig. 7 にプロットした。 $\Delta\sigma_0$ が増加するとほぼ直線的に ΔvTn も増加することが認められ、その傾斜は Fig. 5 における 1250°C 空冷材のそれとほぼ等しい。Al キルド鋼、670°C 焼もどし材においても大体同じ傾向が認められた。したがって衝撃遷移温度については結晶粒微細化と摩擦応力の相反する寄与に分けてほぼ定量的に評価することができる。

つぎにシャルピー衝撃試験における破壊の様相について検討した。Fig. 8は最大吸収エネルギーとフェライト結晶粒径との関係を示す。ただし 670°C 焼もどし材は、パーライトの粒状化と粒界炭化物の存在のため因子が複雑となるので除外した。

基本材、Al 鋼ではエネルギー値は結晶粒と関係なくほぼ一定の値を示し、また不整合析出物のみの試料、または整合、不整合の混合したものもほぼ同じバンド内に入る。しかし図中の黒丸で示した整合析出物のみが含まれる試料は吸収エネルギーが低下する傾向がみられる。特に 1250°C より空冷した結晶粒粗大化試料においてかなり低下する。

試片の延性破面にみられる dimple 数を測定し基本材 B と非整合析出物を多く含む 9N, 9NV 材について得た数値を $d^{-1/2}$ に対して Fig. 9 に図示した。析出物のない B 材において dimple 密度は結晶粒径に関係なくほぼ一定であるが、9N や 9NbV では明らかに増加する。

一般に破壊の吸収エネルギーは、破面の塑性変形量と

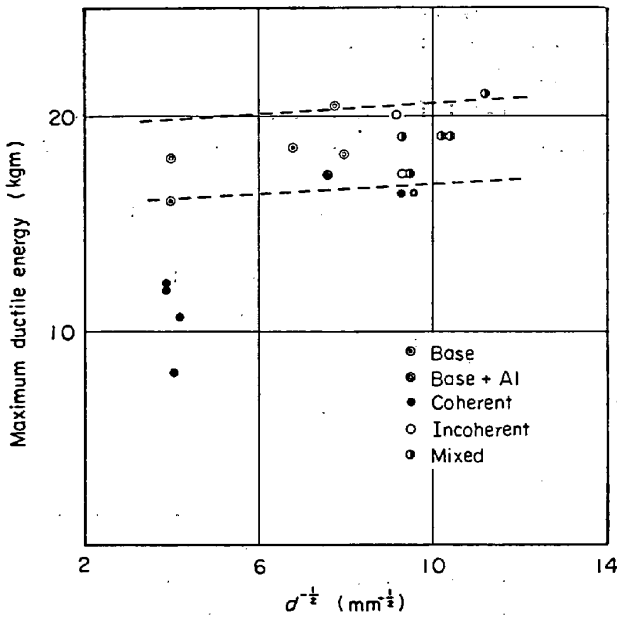


Fig. 8. Relationship between maximum ductile impact energy and ferrite grain size.

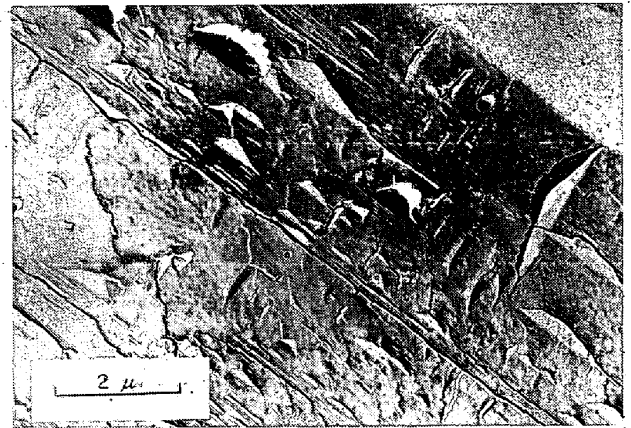


Photo. 3. "Tongues" observed in brittle fracture surface of V bearing steel.

て添加元素または析出形態の相違が脆性破面の種々の marking におよぼす影響について追求したが顕著な差異は認められなかった。ただし V を含む鋼に Photo. 3 に示すような tongue が多くみられた。tongue の形成はクラック先端の高応力場に発生した変形双晶とへき開面が交わるときに生ずるといわれ¹⁹⁾、Photo. 1 e でみられたと同様に V 鋼では双晶が発生しやすいという傾向を示していると考えられる。

4. 結 言

1) 少量の Nb を添加した鋼では、1 250°C 空冷で Nb 炭窒化物が整合析出物 (100Å 以下) として析出しているが、930°C 焼ならしでは大部分非整合析出物となりいちじるしい結晶粒微細化作用を示す。圧延材ではこれらが混在しており、焼もどしによる析出硬化は少ない。

2) V 添加鋼では、1 250°C 空冷で V 炭窒化物が整合析出し、930°C 焼ならしでは大部分が整合析出し、同時に結晶粒も微細化する。

圧延材を 550°C で焼もどすと 2 次硬化が認められ、摩擦応力の増加が大きい。またこの鋼種では微細双晶が数多く観察された。

3) Nb-V 複合添加鋼では、1 250°C 空冷で整合析出となつてはいるが、930°C 焼ならしでは非整合の Nb 炭窒化物と、整合の V 炭窒化物が混在していた。1 250°C で空冷したとき降伏強さに対して相乗的效果が認められたが、930°C 焼ならしでは Nb 炭窒化物の結晶粒微細化作用に、V 炭窒化物の整合析出作用を加えたものに相当する相加的効果が得られた。

4) 600°C 恒温変態中の析出挙動には、Nb 鋼, V 鋼, Nb-V 鋼とも硬化の 2 段階が認められた。第 1 段の硬化は過冷オーステナイトまたは $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態中 $\gamma \rightarrow \alpha$ 界面に

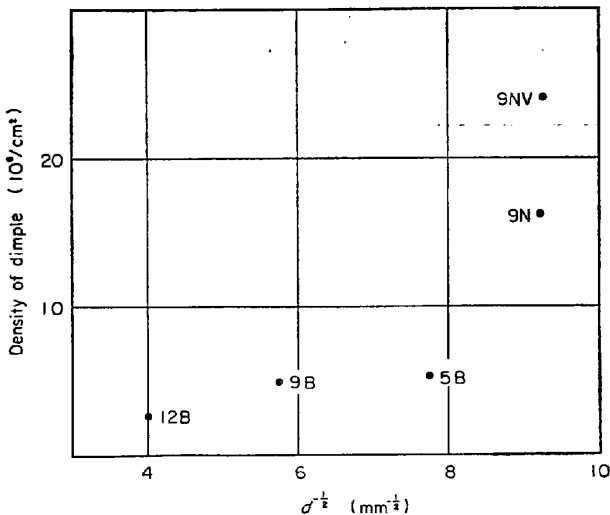


Fig. 9. Relationship between dimple density and ferrite grain size.

応力によつて決定されるが。破面の塑性変形量は dimple を半球形と仮定すると dimple 密度にほぼ反比例すると考えられる。したがって応力が一定ならば dimple 数が増すと吸収エネルギーは低下することになる。しかし引張強さがほぼ等しいこれらの試料の吸収エネルギーは 17.0~19.5 kg·m と大差がみられず、dimple 数と吸収エネルギーの間にははつきりした関係は見い出せない。それゆえに上述のような単純な仮定は成立せず、各試料の dimple 塑性変形量、降伏応力、加工硬化係数などの諸因子の相対的な関係によつて最大吸収エネルギーが定まるものと思われる。

つぎに脆性破面のマイクロフラクトグラフィーによつ

核発生した析出物の成長過程を表わし、第2段硬化はマトリクス析出によると思われる。

5) 衝撃遷移温度と下降伏点の関係は、両者を支配する主因子が整合析出物であるか、結晶粒微細化であるかによつて4つのグループに分けて考察することができる。

6) シャルピー衝撃試験における最大吸収エネルギーは結晶粒度にはあまり依存しない。非整合析出物の数と同じ傾向を示す dimple 数と、個々の dimple の塑性変形量、降伏応力、加工硬化係数などによって各様に定まるものと思われる。

文 献

- 1) W. B. MORRISON: J. Iron Steel Inst., 201 (1963), p. 317
- 2) K. J. IRVIN and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., 205 (1967), p. 161
- 3) K. J. IRVIN and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., 201 (1963), p. 944
- 4) H. I. AARONSON: "Decomposition of Austenite by Diffusion Process" (1962), p. 468
- 5) R. G. BAKER and J. NUTTING: Iron Steel Inst., SPT No 64 "Precipitation Process in Steel" (1959), p. 1
- 6) M. TANINO: Trans. ISIJ (Japan), 8 (1968), p. 337
- 7) 谷野ほか: 日本金属学会誌, 7 (1965), p. 735
- 8) J. M. GRAY et al.: J. Iron Steel Inst., 203 (1965), p. 812
- 9) J. H. WOODHEAD and D. WEBSTER: J. Iron Steel Inst., 207 (1969), p. 51
- 10) C. E. LACY and M. GENSEMERE: Trans Amer. Soc. Metals, 32 (1944), p. 88
- 11) R. PHILLIPS: J. Iron Steel Inst., 204 (1966), p. 615
- 12) 今井, 庄野: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 1343
- 13) H. KRAINER: Arch. Eisenhüttenw., 21 (1950), p. 33
- 14) A. K. SEAL and R. W. K. HONEYCOMBS: J. Iron Steel Inst., 188 (1958), p. 343
- 15) 青木ほか: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 433
- 16) 谷野ほか: 鉄と鋼, 55 (1969), S 369
- 17) J. HESLOP and J. PETCH: Phil. Mag., 3 (1958), p. 1128
- 18) A. H. COTTRELL: Trans. Met. Soc. AIME, 212 (1958), p. 192
- 19) J. PLATEAU et al.: Proc. Ist International Conference on Fracture, (1965), p. 595