

論 文

UDC 669.15'24'26'28'292-194 : 669.14.018.292 : 539.55 : 620.178.746.22

1~5% Ni-Cr-Mo-V 強靱鋼の靱性*

荒 木 透**・辛 玫 教***・佐 川 竜 平***

Toughness of High Strength Ni-Cr-Mo-V Steels Containing 1~5% Nickel

Toru ARAKI, Minkyō SHIN, and Ryuhei SAGAWA

Synopsis:

A study has been made of mechanical characteristics with special reference to toughness of low carbon Ni-Cr-Mo-V structural steels containing 1-5% nickel with the intermediate stage transformed structure and tempered-martensitic structure.

Some intermediate structures have been compared with the tempered-martensitic structure at a similar strength level, by evaluation of charpy impact values, transition temperatures and fracture toughness values and also examination of microfractographs.

In the intermediate structures as well as the tempered-martensitic structure of these steels, it is generally to say that the toughness is improved with increasing nickel amount though the latter structure is always superior to the former ones.

Considerations on microfractographs of fractured Charpy impact or slow bend specimens lead to some informations concerning the influence of microstructural factors, e. g. morphology of the precipitates and mixture of different transformation products at different temperatures, on the toughness and fracture behaviour of these steels.

1. 緒 言

各種機械または構造物を構成する鋼材の諸性質の中で強度に関連して靱性は重要な因子である。「靱性」という用語は材料に固有の一義的概念ではなく降伏後の変形や破壊に関連する諸性質で設計上重要なものの総合として用いられ、一般的には、衝撃破壊エネルギー値、延性-脆性遷移条件さらには不安定破壊の限界条件などの評価が行なわれる。

一方各種機械構造物の構成が複雑、大型化し、部材に加わる応力の多様化と破壊現象の複雑化にともない、構造物の安全の問題もますます高次元のものに移る傾向にある。したがって力学的な立場からのみならず材料そのものの持つ冶金学的要因に由来する靱性破壊挙動に関する研究問題の解決もこの一環として行なわれることが望まれる。筆者らは先に質量の大きい大型機械部材用強靱鋼ないしは高強度レベルの極厚板用高張力鋼として、Cr, Mn, Mo をかなり含有する 1~5%Ni 強靱鋼における組織と引張諸特性についての研究¹⁾を報告したが、その

用途を考慮する時、靱性に対する正確な評価もまた極めて重要である。

本研究は上記の Ni-Cr-Mo-V 強靱鋼の中間段階変態組織ならびに焼入焼もどし組織において、おもに靱性を中心とする機械的性質を調べ、破壊挙動をその破面を通して視察し、成分、組織その他冶金的要因との関連についての知見を得ようとして行なつたものである。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材

Table 1 は試料の化学成分を表わす。焼入性、焼もどし脆性またはオーステナイト粒度なども考慮して Cr, Mn, Mo, V 等を添加した。炭素量は 0.2% の低炭素級と 0.06% の極低炭素級とし、一部炭素量を変えた 0.15% のものも準備した。Ni は 1%, 3% ならびに 5% の 3 種とした。このほかに比較材として市販のロータ材用鋼材 (Cr 含有量が極めて低くて Ni 3% のもの -N3R) と、Si 含有量が低く V 含有量が他試料よりやや多いもの (N3V) も準備した。N3R 以外の試料はすべて電解鉄

* 昭和 48 年 10 月本会講演大会 昭和 49 年 8 月 8 日受付 (Received Aug. 8, 1974)

** 東京大学工学部 工博 (The University of Tokyo, 3-1, 7chome, Hongo Bunkyo, Tokyo 113)

*** 東京大学工学部 (The University of Tokyo)

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

Steel	C	Ni	Cr	Mo	V	Mn	Si	P	S	Fe
N1	0.23	1.08	0.97	0.34	0.09	1.36	0.31	0.007	0.007	Bal.
N15	0.15	1.46	0.96	0.34	0.10	1.33	0.25	0.005	0.005	〃
N3	0.22	3.02	1.01	0.30	0.10	0.96	0.26	0.007	0.006	〃
N3L	0.06	3.07	0.99	0.36	0.10	1.33	0.22	0.003	0.005	〃
N5	0.20	5.05	0.97	0.34	0.10	1.36	0.26	0.006	0.006	〃
N5L	0.06	5.05	0.95	0.32	0.09	0.77	0.18	0.003	0.009	〃
N3R	0.22	3.02	0.04	0.24	0.13	0.47	0.27	0.007	0.008	〃
N3V	0.20	3.00	0.97	0.33	0.20	1.25	0.09	0.007	0.007	〃

をもとにして高周波誘導加熱式真空炉で溶解し 17 kg の鋼塊を造塊した。仕上脱酸は Al を微量加えて行なつたが残留 Al 量は約 0.004~0.005% であつた。

鋼塊を 1150°C で 1 時間加熱後 50 mm 角に鍛造した後再加熱して厚さ 13 mm, 幅 130 mm の板に圧延して試料に供した。

2.2 熱処理

オーステナイト化はすべてアルゴンガス雰囲気にした石英管の中で 850°C 30 分間行なつた。焼入れ焼もどし組織は油焼入れ後各温度の塩浴で 1 時間焼もどしを行ない油冷したものである。中間段階変態組織はオーテナイト化の終了した試料を石英管ごと炉外に取出しアルゴンガスを吹付けてそれぞれの温度まで急冷させあらかじめ所定温度に準備した電気炉に再装入してから 24 時間等温変態させたのち取出してアルゴン雰囲気のまま冷却した。この場合各試料のベイナイト生成領域をあらかじめ熱膨張によつて測定し、おもにベイナイト組織になるような変態温度を決めた。

熱処理時間は等温変態で 24 時間、焼もどしで 1 時間を原則とし、また等温変態時間を 1 時間と短くした場合と焼もどし時間を 30 分、8 時間、24 時間とした場合も調査した。

2.3 衝撃靱性および破壊靱性試験

衝撃靱性は圧延方向と平行にとつたシャルピの標準寸法試料を用いて行ない shelf energy (シエルフエネルギー) の比較を主とし、延性脆性遷移温度の主要についても求めた。

破壊靱性値の評価には幅 12 mm, 厚さ 11 mm で長さ 100 mm の試験片に 2mm V ノッチを付けさらに約 1 mm 深さの疲労予亀裂を入れ 3 点荷重式曲げ試験を行なつた。平面ひずみ状態に近い破壊状況を得るためにサイドノッチ (side notch) を両サイドに施工したが、ノッチ深さは 1 mm, ノッチ底半径 0.1 mm の鋭さである。試験ひずみ速度は 0.8 mm/min で行ない、破壊靱性値 K_{IC} として次の計算式を用いて算出した²⁾³⁾⁴⁾。

$$K_{IC}^2 = \frac{M^2 Y^2}{W^3 B^2} \dots \dots \dots (1)$$

$$\text{ただし } Y^2 = 134 \frac{a}{W} - 247 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 813 \left(\frac{a}{W} \right)^3$$

ここで W : 試験片の幅

B : 試験片の厚さ

M : 回転モーメント

a : 試験片端から予亀裂先端までの長さ

2.4 組織および破面の観察

組織観察はおもに衝撃試験片から切出して光学顕微鏡と 150 kV 電子顕微鏡で行なつた。透過電顕用薄膜試験片は 0.3 mm 厚さに切出した試料を 50~60 μm 厚さまで機械研磨した後 70~80°C 磷酸-クロム酸電解液で電解研磨して作り上げた。

破面は衝撃試験破面、破壊靱性破面ともに走査型電子顕微鏡を使用して観察した。

3. 実験結果と考察

3.1 衝撃試験

Fig. 1 は等温変態材の各試験温度における吸収エネルギーを測定した結果である。一般に Ni 含有量によつてエネルギー値が高くなつて行く傾向が見られその程度は測定温度に依存する。Ni 含有量が 1% (N1 試料) か

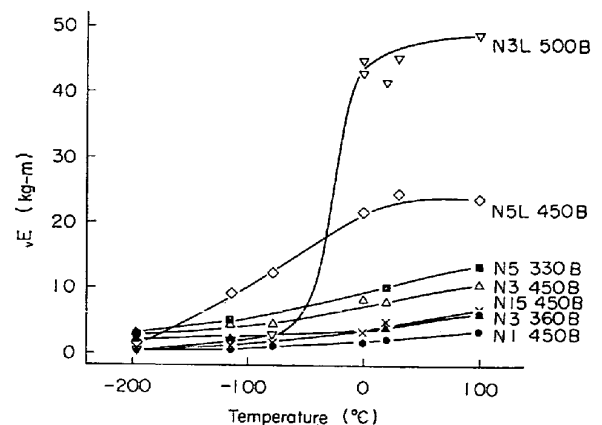


Fig. 1. Charpy impact transition curves of the specimens with intermediate structure.

ら 3% (N3 試料), 5% (N5 試料) と増加するにつれベイナイト生成領域がそれぞれ低く狭くなつて行くことを前報¹⁾で報告したがこれに合せて中間段階変態温度も 450°C, 360°C, 330°C と低めである。

ベイナイト組織がその生成温度によつて機械的性質をいちじるしく変化させることは既知の事実であるが, その微細組織が含有成分のみならず生成温度によつても複雑な相違を来すためと考えられている。IRVINE と PICKERING⁵⁾の研究によれば低合金鋼のベイナイト組織では約 90 kg/mm² 程度の引張強さでもつとも高い遷移温度を示し, それ以上の強度を持つ低い生成温度での組織は急激に遷移温度が低下すると主張しているが, OHMORI⁶⁾は変態温度の低下によりベイナイトの型(炭化物の析出挙動など)が変化して行き同時に遷移温度も連続的に低下していることを報告している。本研究の供試鋼では, 一般にエネルギー値が低く遷移視察は明確でない場合が多かつたが, 一般にベイナイト生成温度が高くなるにつれ遷移温度もまた高くなる傾向は後者らの試験結果と一致しているといえよう。また合金成分による影響としては Ni 含有量 5% では全般的に高い靱性を示すが 3% 以下では非常に低い値を示している。

Fig. 2 は焼入焼もどし組織の吸収エネルギー曲線である。この場合は低温側での低い吸収エネルギーと高温側での高い吸収エネルギーの差が明確に現われ延性脆性遷移現象がはつきりみられる。すなわち等温変態組織は靱性値が測定温度全般にわたつて低く現われ遷移現象が明確でなかつたのに反し, 焼入焼もどし組織では遷移現象が顕著に現われる。またこの組織での Ni 含有量による影響は, 遷移温度の低温側への移行, 吸収エネルギー曲線勾配の緩和, そしてとくに低温側吸収エネルギーの増大として現われているが, シェルフエネルギー値にはあ

まり変化がない。

Fig. 3 はベイナイトを主とする中間段階組織と焼もどしマルテンサイト組織の吸収エネルギー値を比較したものである。同一試料で比較すると中間段階組織はすべて焼もどしマルテンサイト組織に劣っている。またこの二つの異なつた組織の吸収エネルギー値の差は Ni 含有量の増大により減少しており, 中間段階組織のエネルギー値は Ni の影響により靱性を高め, 焼もどしマルテンサイト組織のそれに近づく。

IRVINE と PICKERING⁵⁾は低炭素低合金系のベイナイト鋼についてその靱性を調べ, 合金成分のうち Ni (Cr, Mn) を二次硬化成分である Mo, V とは区別して考え, 前者はベイナイト生成温度を低温側に移行させるために靱性の増加に効果があると強調しているが, この場合少なくとも 3.5% 以上の合金成分を要するとしている。本研究供試鋼では Ni, Cr, Mn 三種の合金成分の合計が 3.4~7.4% の範囲で変化しているが, Ni の含有量が増加するにつれてベイナイトを主とする中間段階組織での衝撃靱性は全測定温度域を通じて増加している。

ベイナイト鋼がすぐれた靱性を持つという報告はこれまでも多く出されている^{7)~11)}が, 今回この鋼種の実験結果によれば, 等温変態による中間段階変態組織は衝撃靱性が著しく劣っている。これは等温変態に著しく長時間の処理を与えることなどが主な要因と考えられる。一般にベイナイト鋼として処理されたものでも熱処理方法によつてその組織に多くの差異をもたらすことがある¹²⁾。

とくに長時間にわたる等温変態を行なうことは未変態オーステナイトの濃縮による組織の不均質化と焼もどし脆化が考えられる一方, 残留オーステナイトの靱性へ貢献する¹³⁾可能性も無くするなどの不利益が推察される。

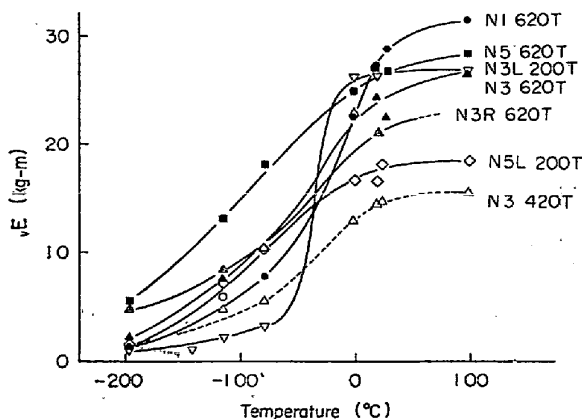


Fig. 2. Charpy impact transition curves of the specimens with tempered-martensitic structure.

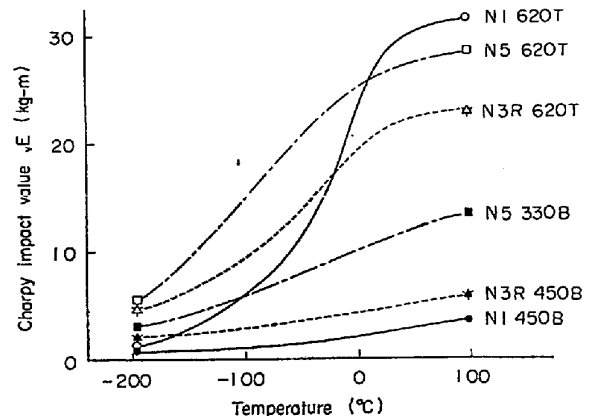


Fig. 3. Comparison of Charpy impact transition curves between intermediate and tempered-martensitic structure.

炭素含有量の影響についてはあまり明確でない。Ni 含有量が多く炭素含有量が少ない試料の焼入焼もどし組織においてのみ、低温領域でエネルギー値が若干高くなるのが認められた。単純に考えた場合炭素含有量が低いほど靱性は改善されると期待されるが、変態温度上昇の要因が前述のように不利に作用することも考えられるのでこの種の合金鋼のように組織が複雑なものでは速断し難い⁵⁾というのが妥当であろう。

また、実用ロータ材について考察すると含有量の極めて低い ($Cr=0.04\%$) N3R 試料では焼入焼もどし組織の低温側でのエネルギー値が増加しており、同一 Ni 含有量で Cr 含有量の大きい N3 ($Cr=1.01\%$) の $420^{\circ}C$ および $620^{\circ}C$ 焼もどし組織と比較し $-196^{\circ}C$ の衝撃値は N3 試料が極めて低く N3R 試料が比較的高い値を示している。このような低温での吸収エネルギーの差異が Cr 含有量の差異のみによるか否かは明らかでない。邦武ら¹⁰⁾によれば $0.15\%C-1\%Ni-0.5\%Mo-2.5\sim1.0Mn$ 鋼で Cr が 1% から 0.5% に減少すると強度も靱性も劣化すると報告しているが、この場合 Mn の含有量が 2.5% から 1.05% と Cr の減量を上廻つて減少しており硬化能の影響も強い¹¹⁾ことから Cr 含有量の低下とともに Mn の作用もあわせ考慮する必要がある。

これら試験片の中、引張強さ 100 kg/mm^2 前後のものについて中間段階変態組織と焼入焼もどし組織との吸

収エネルギー値を比較すると Fig. 4 のようになる。中間段階変態組織の衝撃靱性は全般的に低く焼入焼もどし組織に比べて劣ることが示されている。ベイナイト組織の N5 の 330B ($330^{\circ}C$ 処理ベイナイトの意、以下同じ)、N3 360B と N1 450B は引張強さが $\sigma_B=120\sim130\text{ kg/mm}^2$, $\sigma_{0.2}=60\sim70\text{ kg/mm}^2$ であるので引張特性はよく似ているといえるが衝撃靱性値は Ni 含有量に依存して上昇する。

この傾向は焼もどしマルテンサイト組織の N1, N3, N5 の $620T$ ($620^{\circ}C \times 1\text{hr}$ 焼もどし) と $420T$ ($420^{\circ}C \times 1\text{hr}$ 焼もどし) の低温での衝撃値においても見られる。しかし、シェルフエネルギーは Ni 含有量にかかわりなく、 $420T$ で $10\sim20\text{ kgm}$, $620T$ で $20\sim30\text{ kgm}$ となり焼もどし温度に依存しているが、Ni 含有量による差はあまり認められない。このような高いシェルフエネルギーの範囲ではその破面は凸凹のはげしい繊維状破面によつて構成され破断面の表面積は増大し、シアリップ (shear lip) も発達して衝撃値の変動は大きい。

Fig. 5 は熱処理温度によつて衝撃値がいかに変化するかを調べたものである。傾向としては中間段階組織も焼入焼もどし組織も同じく処理温度が高くなる程吸収エネルギーも高くなっている。焼もどしマルテンサイト組織が焼もどし温度を高めることによつて衝撃靱性が高められるのは当然期待されることであるが、中間段階組織で

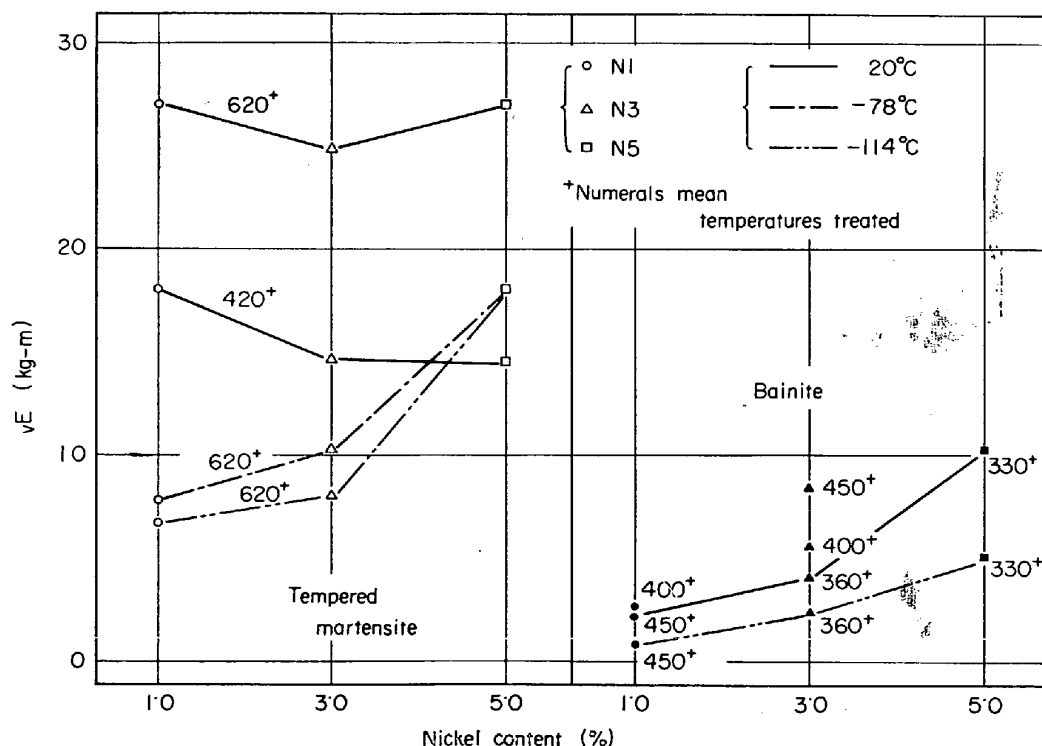


Fig. 4. Effect of nickel content and treated temperature on the Charpy impact value of intermediate and tempered-martensitic structure.

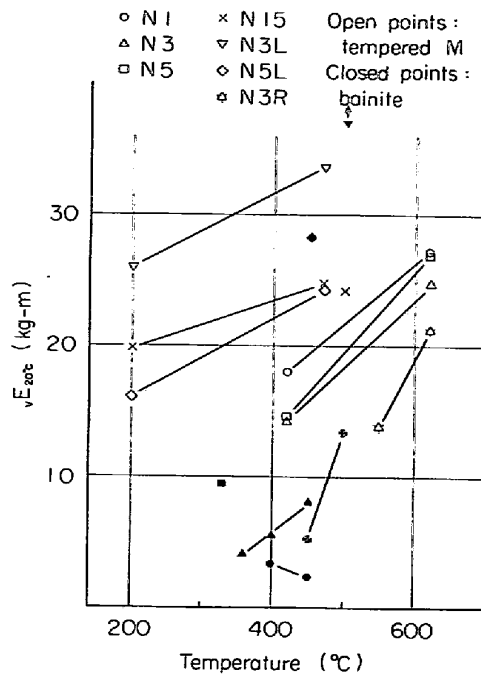


Fig. 5. Relationship between Charpy impact value and treated temperature.

も N15, N3 は等温変態処理温度の上昇と共に衝撃値の上昇しているのが見られる。この中間段階組織において変態温度の高いものは低いものより引張強さが高くなっており、中間段階組織の未変態部に相当量の自己焼もどしマルテンサイト組織が混在して、これが処理温度と共に

に衝撃値を高めているものと考えられる。しかし Ni 含有量の低い N1 試料では Ni による影響は少なく完全ベイナイト変態に近く衝撃値は変態温度の高い方が幾分低い。

3.2 衝撃破面観察

まず衝撃試験片の破面観察結果を述べる。ベイナイトを主とする中間段階変態組織のものは N1 450°C 等温変態処理(以下 B と略記する)の試験片では測定温度全般を通して脆性破面が現われ Fig. 1 の低い吸収エネルギー値と一致する。N15-450B では -196°C より 0°C まで全面脆性破面であるが 20°C では若干のシアリップで形成され 100°C ではかなりの量に達している。しかし中央部の破面は全般的に脆性面であり低いエネルギーで破壊されたことを示した。他方 N3L-500B では低温で脆性破面を呈し 0°C 以上では急激にその趣きを異にして大きく発達したシアリップと凹凸のはげしい延性破面が現われ多大のエネルギーが消費されたことを示した。

また 620°C, 1hr 焼もどしたマルテンサイト組織のものでは, N1, N3, N5 の延性破面は前記中間段階組織のものと対照的で, シアリップは相当低温側にも現われとくに N5-620°C に焼入焼もどし(以下 T と略記)に至つて -196°C の試験片にさえも現われており低温側での破壊にも大きなエネルギーが消費されたことを示した。

Photo. 1 は Ni 1% の N1 試料のシャルピー衝撃試験

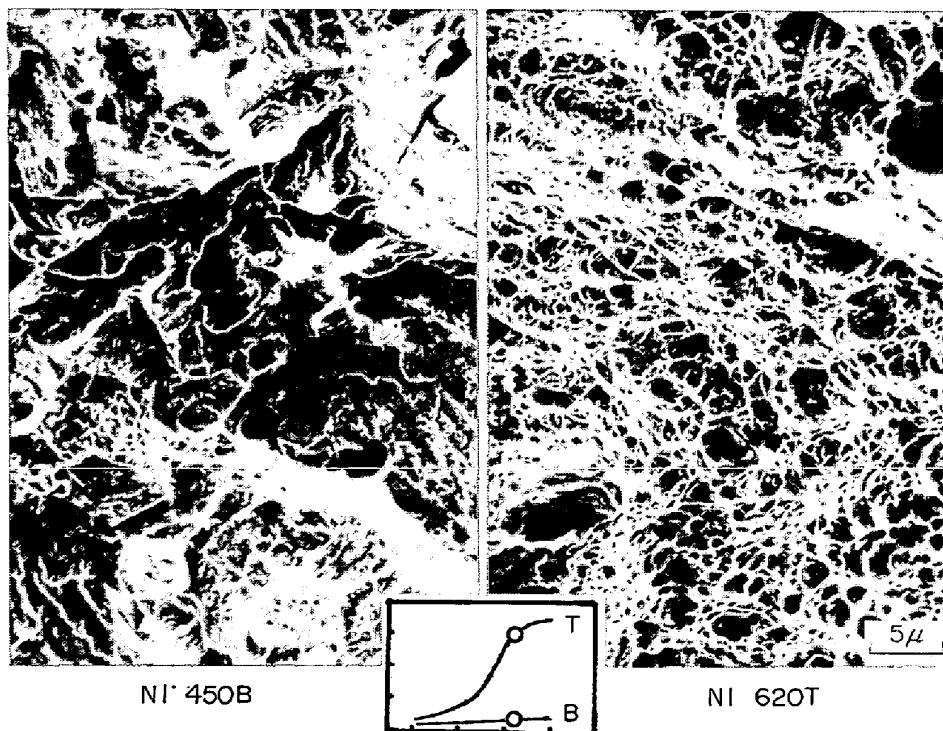


Photo. 1. Fractographs of intermediate and tempered-martensitic structure of N1 steel and its schematic illustration of Charpy impact value.

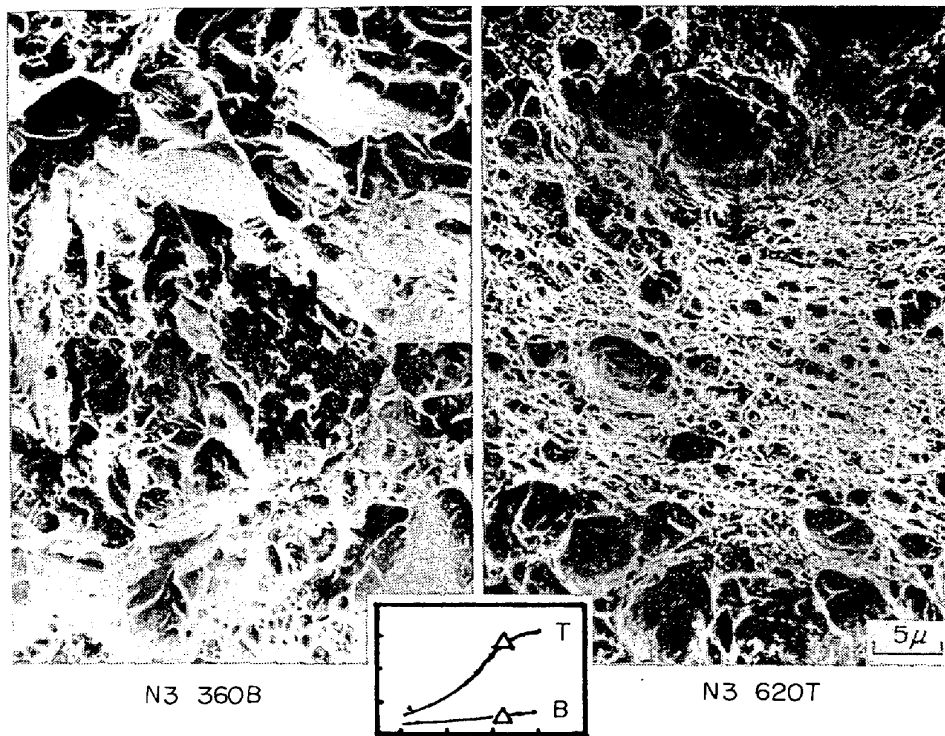


Photo. 2. Fractographs of intermediate and tempered-martensitic structure of N3 steel and it's schematic illustration of Charpy impact value.

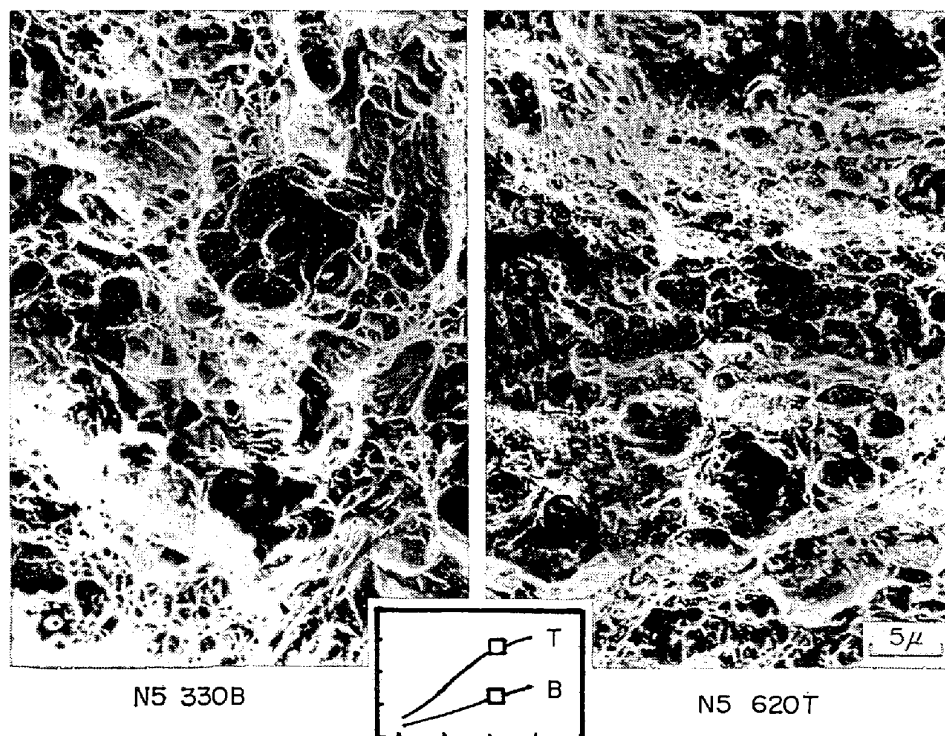


Photo. 3. Fractographs of intermediate and tempered-martensitic structure of N5 steel and it's schematic illustration of Charpy impact value.

片の破面を走査電顕で観察したものである。焼もどしマルテンサイト組織と中間段階変態組織とを比較したもので衝撃値をも対照して示してある。右側 620T (620°C×1hr 焼もどし) ではこまかいディンプル (dimple) で一

面におおわれ、ところどころに直径 5, 6 μm 以上の大きくぼみがついている。これは大小の非金属介在物等が破壊発生の核として作用しその部分を中心にボイド成長と連結 (linking of coalesced void) 現象が起つたもの

と思われる。また中間段階変態組織の 450B(450°C×24 hr 等温変態) は劈開または擬劈開の脆性破面で若干の延性破面が混在しているのが観察される。

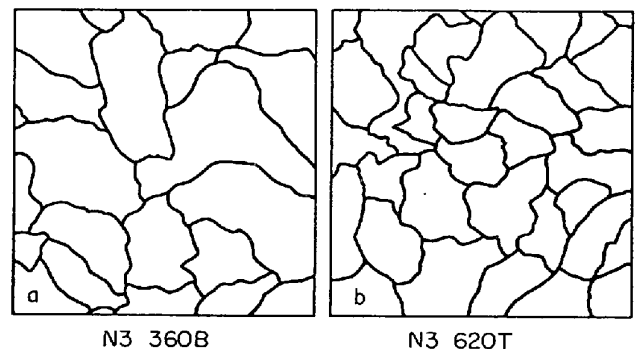
Ni 含有量が 3% に増加すると Photo. 2 のような破面になる。破面の構成は N1 とあまり変りがないが中間段階変態組織で延性面の占める割合が増加しており、これが吸収エネルギーを増加させるものと考えられる。また焼入焼もどし組織の破面で大型介在物等に由来した大きなくぼみが比較的多く見られるが、N1 試料と比べて吸収エネルギー値には大きな変化がみられない。

Photo. 3 は Ni 含有量が 5% の N5 の中間段階変態組織と焼入焼もどし組織の破面である。吸収エネルギー曲線では、中間段階組織のものでも常温で 10 kgm を越えており、その破面も含有量の低い N1, N3 と大きな差が認められるのに対し、焼入焼もどし組織での差はあまり大きくない。焼入焼もどし組織が全面細かいディンプルにおおわれるのに対し中間段階組織の破面は粗いディンプルと若干の擬劈開の混在になっている。

これらはいずれも常温で行なつた試験片の破面であるが低温で破壊された面を見ると Photo. 4 のようになる。a, b とともに N3 試料のもので a は 360°C で 24 時間等温変態させた中間段階も変態組織、b は Photo. 3 と同じく 620°C で焼もどしたマルテンサイト組織である。破壊温度はいずれも -114°C で a が劈開の混在した比較的平面に近い様相であり、b は破壊面の屈曲がはげしくティアリッジ (tear ridge) に沿つて発達した延性破面の混在した擬劈開面で構成され、エネルギー値は a が 2.4 kgm, b が 6.7 kgm と破面の粗密に対応している。

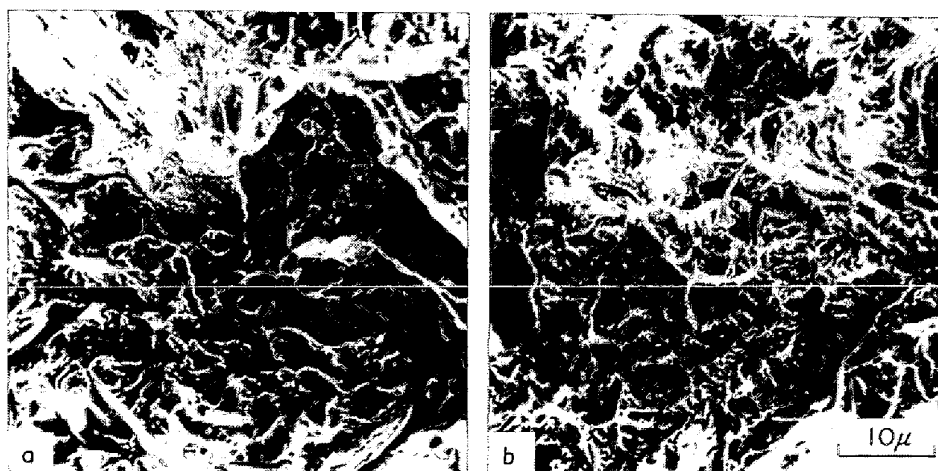
一方炭素含有量の少ない領域での破面を Ni 3% で炭素 0.06% 含有の N3L と Ni 含有量が 5% で炭素 0.06% の N5L の焼入焼もどし材について対応させて見る。Photo. 5 の左側が N3L, 右側が N5L の試料で破壊温度は a それぞれが常温, b が -78°C, c が -196°C である。常温では N3L のエネルギー値が N5L より高く (Fig. 2 参照) なつており破面でのディンプルの深さが比較的大きいように見受けられる。破壊温度が -78°C になると延性破面に擬劈開の脆性破面が混在するようになってくる。Fig. 2 によればこの温度での N5L のエネルギー値は N3L に比し高くなっているが破面においては延性面のディンプルがより細くなっている。-196°C になるとその破面の相違は明確でなくなり両者とも大きい劈開面が現われている。

材料の破壊に対する抵抗をその組織または破面から定量しようとする試みはこれまでもいろいろ行なわれて



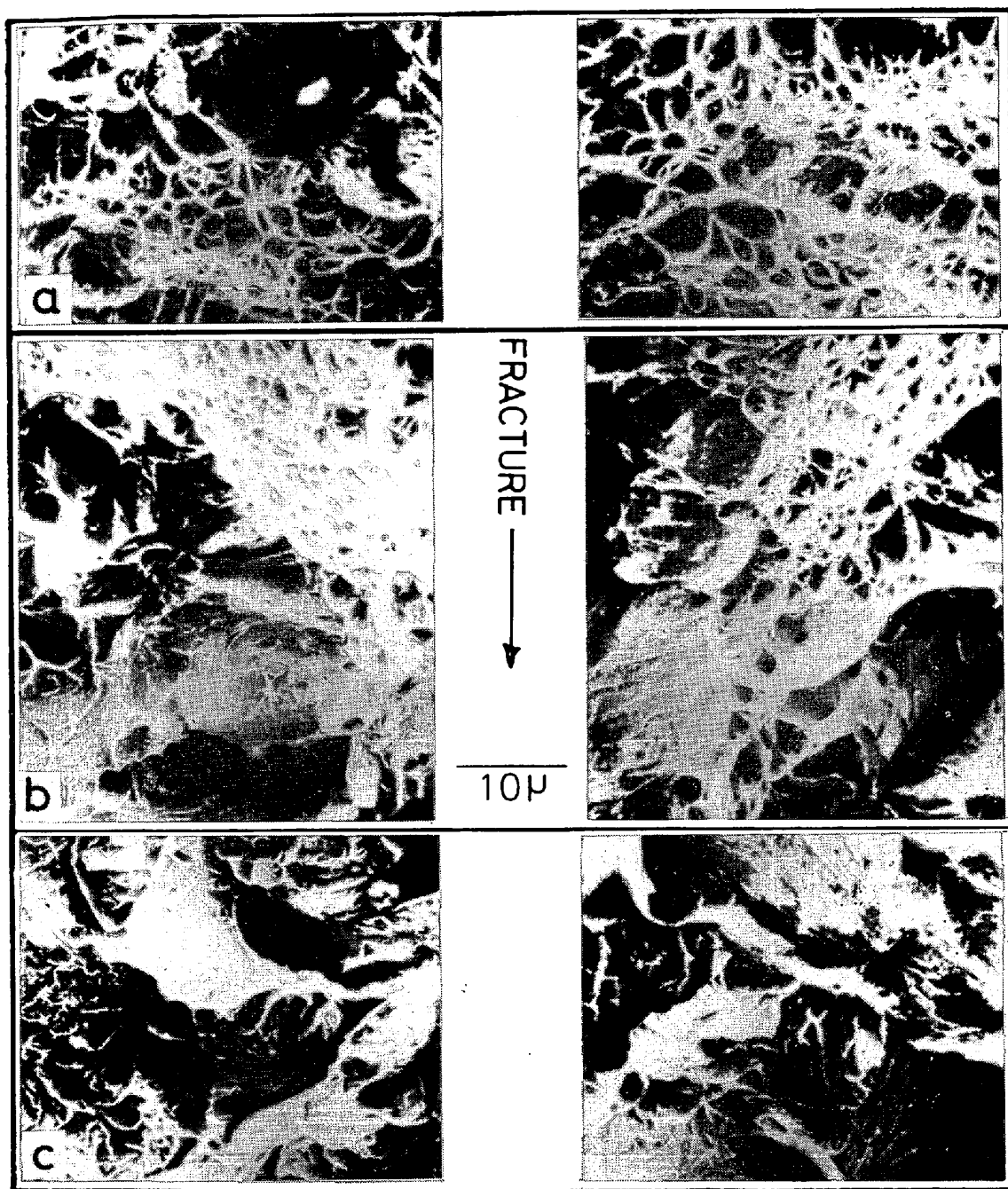
a, Isothermally transformed at 360°C for 24hr.
b, Tempered at 620°C for 1hr after quenching.

Fig. 6. Schematic illustration of the cleavage facet size of N3 steel (broken at -114°C).



N3 360B N3 620T
a) 360°C 4hr isothermally transformed. b) Quenched and tempered at 620°C

Photo. 4. Quasi-cleavage surface at a temperature of -114°C in the intermediate and tempered-martensitic structure of N3 steel.



N3L 200T

N5L 200T

Photo. 5. Fracture surface at a) 20°C, b) -78°C and c) -196°C of N3L and N5L steel.

いる^{14)~16)}。COTTRELL¹⁴⁾は焼なましたかあるいは焼入焼もどした軟鋼で粒度と降伏強度、破壊特性がよく対応していることを示し、PICKERING¹⁵⁾はベイナイト鋼で粒度と引張強さまたは衝撃遷移温度がよく対応していることを示している。また松田ら¹⁶⁾は低炭素焼もどしマルテンサイトとベイナイト組織の脆性破壊をフェライト鋼のそれと対応させて有効結晶粒の概念を適用している。

本実験では中間段階組織と焼入焼もどし組織の両者の

破面観察による比較を行なった。延性破面での比較が困難であることから主としてこれらの低温での脆性破面において比較した。Fig. 6はPhoto. 4の破面写真をいわゆる破面単位^{9),10)}の概念で表示した一例であり、a, bとそれぞれに対応する。aのベイナイト組織で、破面単位の平均直径は $8.6\mu\text{m}$ であり、bの焼もどしマルテンサイト組織での平均直径 $6.5\mu\text{m}$ より大きくFig. 6のエネルギー値に対応する。Photo. 6はaがNi 5%を含む

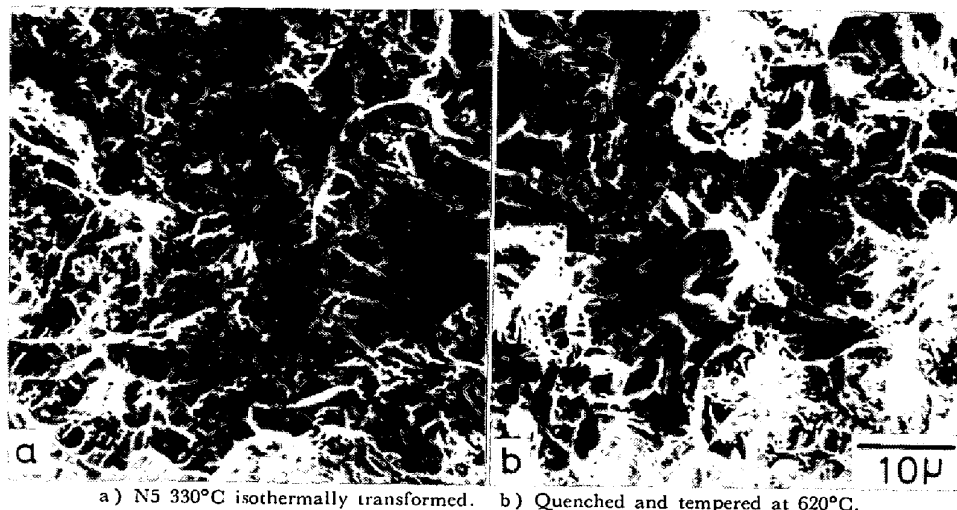
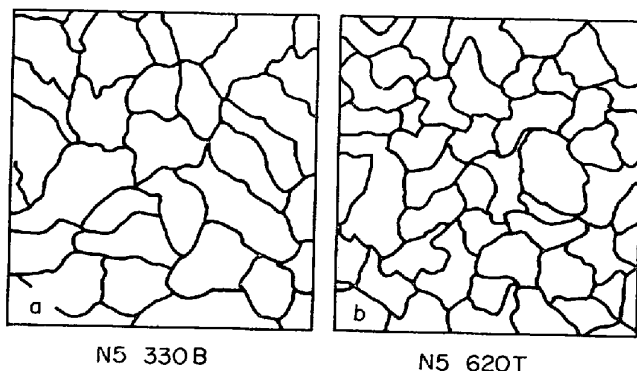


Photo. 6. Fracture surface at a temperature of -114°C in the intermediate and tempered-martensitic structure of N5 steel.



a, Isothermally transformed at 360°C for 24hr.
b, Tempered at 620°C for 1hr after quenching.

Fig. 7. Schematic illustration of the cleavage facet size of N5 steel (quenched at -114°C).

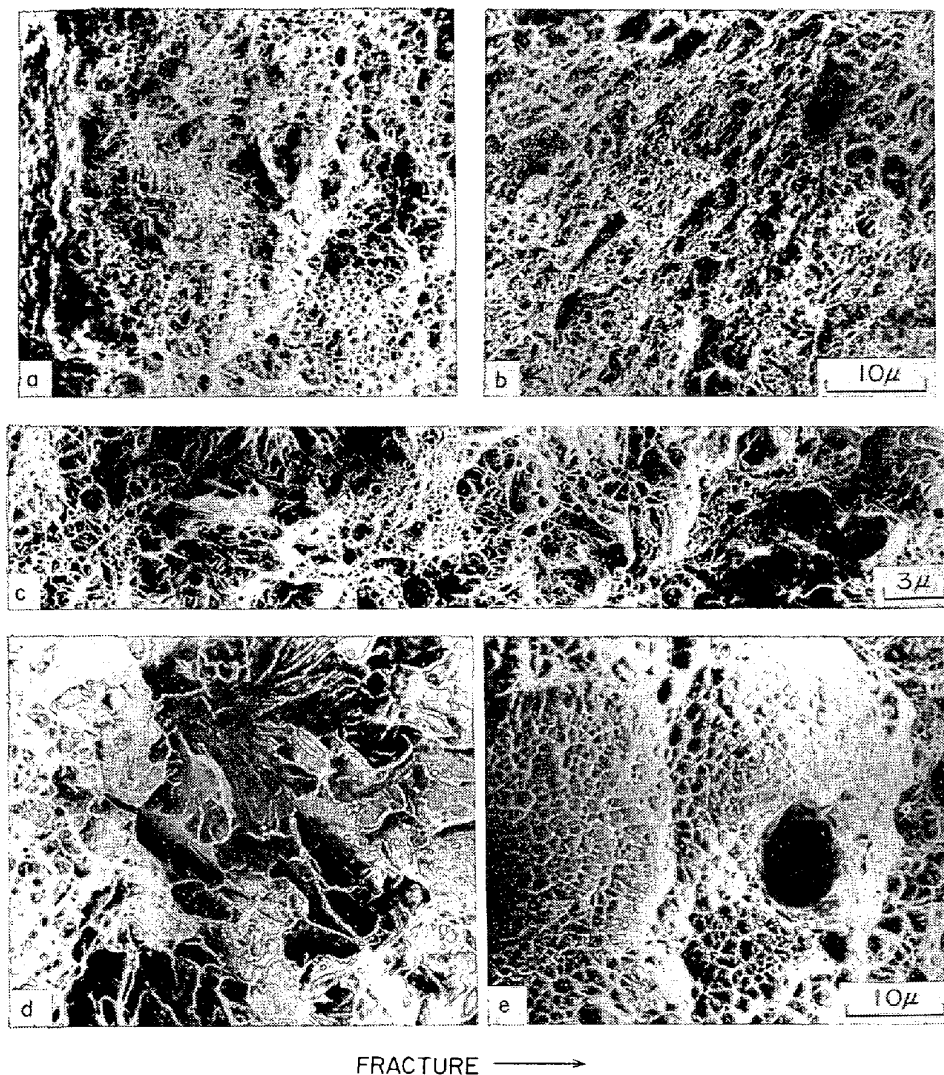
N5 試料の 330°C 等温変態組織であり b は同じ試料の 620°C 焼もどし組織の破面写真である。前記の写真と同じく -114°C で破壊したものについての破面単位を示すと Fig. 7 になる。a と b それぞれに対応するもので a が $6.9\mu\text{m}$, b が $5.3\mu\text{m}$ であった。

いつぼうシャルピー試験片の亀裂の伝播状態を視察すると Photo. 7 のようになる。a は N5 試料のベイナイト組織をもつ 330B ($330^{\circ}\text{C} \times 24\text{hr}$ 等温変態) の破面であるが、ノッチ底から亀裂が発生する時に生じる延性破壊部で細かいディンプルで構成されている。b はローター材を 550°C で 1 時間焼もどした N3R 550T 試料で亀裂発生域のディンプル破面を示す。c は a の試料が本格的に不安定破壊を起こし多分急速度で亀裂が伝播したと思われる破壊部分である。この試料では靱性が高く破面全体として延性破面であり、ディンプル破面を示すが、くわしく観察するとミクロクラックから形成された細かいディンプルと介在物などから発生したボイドが合体し

て亀裂となりマクロ的には応力方向と大体直角をなして伝播して行くのが観察される。この場合比較的細かいディンプルだけの延性破壊部分と脆性破壊の様相を帯びた擬劈開および大型ボイドの混在する部分との二つの特長的な部分に分けられ、これらは破壊進行方向に交互に現われている。d は上述の延性破面のディンプルと脆性破面のリバーパターンが明瞭に共存する例で、N1 試料を 400°C で等温変態させた試片の 20°C における破面である。左側細かいディンプル部が右側劈開破面と対照をなして連なっている。そして劈開部分が破壊進行方向に平行な面に進んでいるのに対し延性破面は或る角度を持つており、破壊進行が粒界または亜粒界などを境として結晶方位の異なる領域に入り新たにエネルギーのもつとも低いと思われる劈開の方向へ方向転換したものとみられる。

ディンプルの寸法は定性的には肉眼で見る破面の延性にほぼ依存する¹⁷⁾ことが報告されており、BEACHEM¹⁸⁾はディンプルの深さが延性に依存すると述べている。またこれらのディンプルの大きさは分布する介在物の大きさと性状に依存するとも考えられる。一方では、大きいディンプルが先ず形成されこれが最終的に細かいディンプル凝集連結により破断するのであろうという報告¹⁹⁾²⁰⁾もあるが、大きいディンプルでしかも深いボイドにより形成された破面がより延性に富んでいる事実は本実験でもあるていどみられる。

NEWHOUSE²¹⁾ はエネルギー遷移温度が破面での延性面の比率に依存することを主張している。延性破面で多くのエネルギーを消費するため亀裂の進展が妨げられることが事実として認められるとすれば、破壊に費されるエネルギー値の高低を決定する重要な要因は延性-脆性破



- a Notch root of N5 steel transformed at 330°C for 24hr isothermally.
 b Some ductile zone in the vicinity of notch root of N3R steel tempered at 550°C for 1hr after quenching.
 c Over-load fracture region in steel "a".
 d Ductile and brittle fracture surface of N1 steel transformed at 400°C for 24hr isothermally.
 e Small dimple pattern of a hinge part in steel "a".

Photo. 7. Appearance of the fractures of Charpy impact specimens.

面の比率であるといえよう。松田ら¹⁶⁾の主張によると、亀裂の伝播を推量出来ると思われる破面単位を形成するものは同一方位のフェライトラスの束ないしフェライト粒径である。Ni, Cなどの成分や下部組織(炭化物分布)が同一の試料では、フェライト有効結晶粒度は破壊挙動の解析に共通に用いるパラメータであると思われる。すなわち破壊進行の鍵を持つものは亀裂の直線的な伝播を妨害して方向変換を余儀なくさせ、より多く延性破壊の機会を与え、高いエネルギーを消費させる組織因子であり、破面観察的には破面単位として表わされる。すでに Photo. 6 にも示したように、同一の材料でそれ自体のフェライト有効結晶粒径ないしは破面単位が同一であっても試験温度に依存して延性破面が増減し、これが吸

収エネルギーの変化となつて現われるものと考えられる。また破面単位(d)の大きいものはほぼ $d^{1/2}$ に依存して遷移温度が低下する^{9), 10)}ことが知られているが、中間段階変態のように炭化物分布その他の要因が入つて来ると一義的には論ぜられない。

eは破壊の最終段階の破面でいわゆるヒンジ (hinge) 部である。細かいディンプルが構成され平面応力状態での特長である破面を示している。

3.3 破壊靱性試験と破面観察

Table 2 は破壊靱性試験の結果である。等温変態でベイナイトがおもな組織になつている中間段階変態組織は焼もどしマルテンサイト組織に比べ低い値を示しているが Ni 含有量による影響は明確に現われている。この傾

Table 2. Experimental data of fracture toughness.

Specimen	Air cooled*	Tempered after air cooling*	Isothermally transformed temp. °C*		Tempered after quenching temp. °C*	
N1	330.5	376.1	400	242.6		
N15	337.1	354.3	450	250.6	470	352.5
N3	384.7	394.5	360	267.4	550	436.9
N3L	299.4	374.8	500	234.4	200	345.3
N5	517.6	526.7	330	294.8	550	459.3
N5L	348.1	413.1	450	236.5	200	377.8
N3R	349.8	308.7	450	235.1	550	383.1

* Unit : $\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$

向はすべての試料に全般的にみられる。

一方、比較的高い温度の変態組織を混合する空冷材は等温変態を施した材料より破壊靱性がよく、焼もどすことによつてさらに向上する。とくに Ni を 5% 含有する場合、焼もどし材に匹敵することは注目に価する。

Fig. 8 は中間段階変態組織と焼入焼もどし組織の破壊靱性値を Ni 含有量によつてプロットしたものである。破壊靱性値は中間段階変態組織も焼入焼もどし組織も Ni 含有量の増加によつて上昇する傾向を見せ、炭素含有量の少ない試料では含有量の多い試料より低くなる。また中間段階組織は焼入焼もどし組織より全般的に破壊靱性値において劣っている。

Fig. 9 は同じ試料について空冷した場合とこれをさらに焼もどした場合の破壊靱性の結果である。Ni 含有量

の影響はこの組織にも明確に現われており、焼もどしによつてとくに極低炭素材の空冷のように混合組織のものの破壊靱性は Ni により改善される。炭素含有量の減少が破壊靱性値を低下させる傾向はこの空冷材並びに空冷後の焼もどし材にも現われ、この範囲の低炭素合金鋼では一定量の炭素成分が靱性値の向上に役立つことを示すものとして興味深い。適当な量の炭素成分は材料に炭化物の析出分散効果を与えて強度を高くするのみならず不完全焼入組織の靱性をも増加させ、機械的性質全般を有利にするものと思われる。

試験片のノッチ底とその周辺を脆化させるかあるいは機械的に加工して平面ひずみ状態の破壊も現出させる方法は早くから多くの研究者によつて試みられ^{22)~28)} 超高強度材の脆性破壊には定着しつつある^{2,29)}。線型破壊力

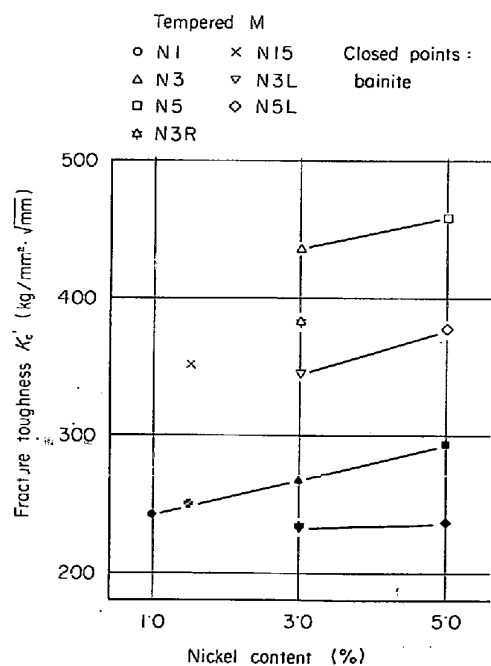


Fig. 8. Relationship between the fracture toughness value and nickel content of the specimens with tempered-martensitic and intermediate structure.

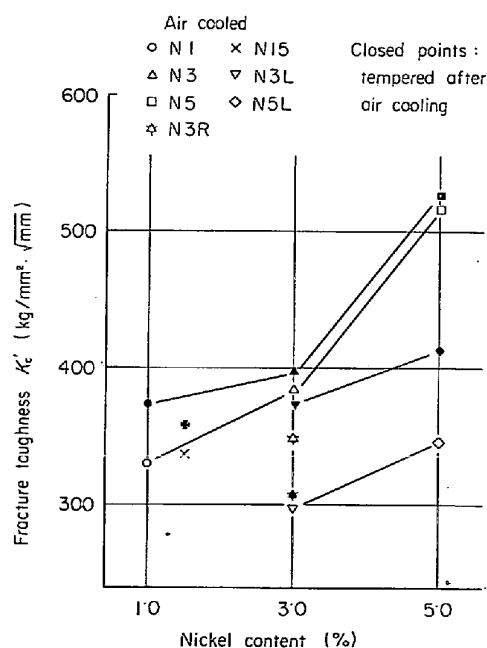


Fig. 9. Relationship between the fracture toughness value and nickel content of the specimens with air cooled structure and tempered after air cooling structure.

学を応用した材料定数としての破壊靱性値型破壊力学を応用した材料定数としての破壊靱性 K_{Ic} 値を比較的低温度材にも適用しようとの試みも行なわれ^{30)~32)} しており、この場合いわゆる Griffith-Orowan 理論をこれら比較的低降伏強度材に適用するとき問題になるのは亀裂先端応力集中部での材料の塑性変形量である。金属材料では、厳密な意味での完全な脆性破壊を望むべくもないが工学的見地から許容され得る限度を設定することは可能で、亀裂先端での塑性変形を可能な限り制御し、平面ひずみ状態に近づけ、破壊の伝播あるいは停止の条件を考慮することは材料の耐破壊特性としての「靱性」を評価する上に有意義であろう。

本研究では小試片を用い供試材の破面に発生するシアリップを抑え亀裂先端部での応力状態を拘束するためにサイドノッチを施工し疲れによる予亀裂により破壊靱性値 K_{Ic} 値を測定し、相対的に破壊亀裂伝播挙動と冶金的要因との関連を論じる上に役立てた。

中間段階組織と焼入焼もどし組織の各破壊靱性試験片の破面を比較観察すると、いずれにもシアリップは現われず、破面は脆性延性を問わずほぼ平滑で衝撃延性破面に現われたようなはげしい凹凸は見られなかった。RONALD ら²⁸⁾はサイドノッチによる破面の平面化は亀裂端の応力場での変化をもたらすとしているが、シアリップの発生を抑え脆性破面形成を容易にし、亀裂伝播を促進していると考えられる。

Photo. 8 は N5 試料を 330°C で等温変態させたベイナイト組織について破壊靱性試験を行なったときの破面を走査型電子顕微鏡で観察したものである。左側は疲労による予亀裂でありストライエーション(striation)が現われている。7~10 μ m のストレッチドゾーン(stretched

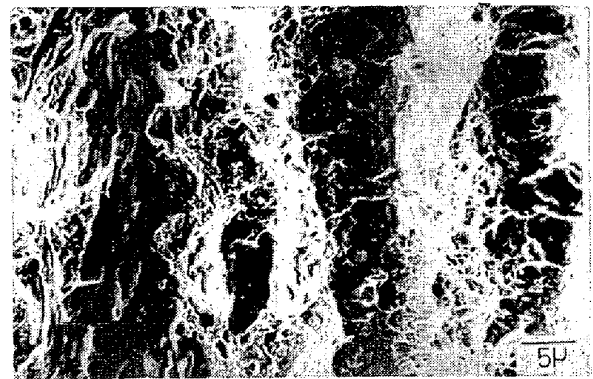


Photo. 8. Fractograph of N5 steel transformed at 330°C isothermally showing the stretched zone between the fatigue precrack and overload fracture regions.

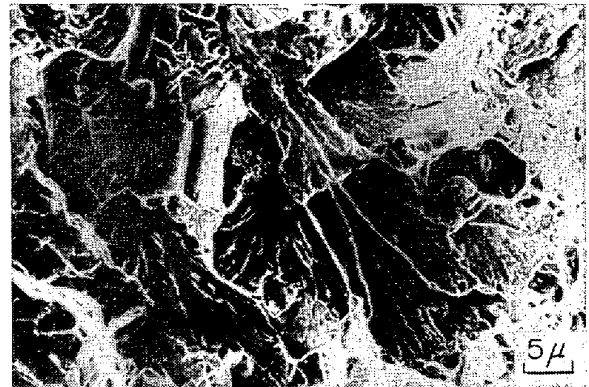


Photo. 10. Fractograph of N1 steel transformed at 400°C isothermally showing the river pattern.

zone) を経て、破壊進行方向に直角に延びた繊維状の延性破面が深い溪谷と交互に並んでいる。疲労亀裂の鋭い切欠を施工した試験片でも、破壊の初期において切欠底に現われるストレッチドゾーンは、これを拡大して仔細

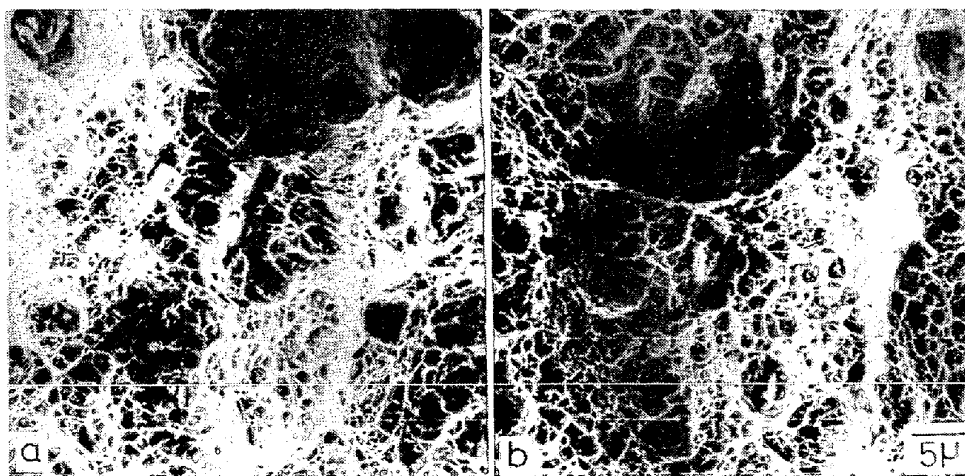


Photo. 9. Fractograph of N5 steel transformed at 330°C isothermally showing the fine dimple pattern.

Both a) and b) are taken from unstably fractured part.

に観察するとシャルピー試験で現われるものと全く同一のものがみられ、初期亀裂の発生段階では塑性変形が相当大きいものであることがわかる。

Photo. 9 は同じ破面の中央部で不安定破壊が進行した部分であり、大小のボイドを取り巻くように細かいディンプルが形成されているのが観察される。同じベイナイト組織でも Ni が 1% の N1 試料を 400°C で等温変態させた破面は Photo. 10 のごとくりバーパターンを主としてその合間に細かいディンプルパターンが帯状に存在する。この N1 と両試料の破面の差異は Ni 含有量と変態点の相違であり、機械的性質は N5 の $\sigma_B = 135 \text{ kg/mm}^2$ に対して N1 は 105.9 kg/mm^2 と約 30 kg/mm^2 の相違、シャルピー試験のシェルフエネルギーの 10.2 kgm と 3.4 kgm の相違以外には降伏強度、伸び絞りともあまり変がない。これからも知られるように、Ni 含有量の増加は不安定破壊に関連した靱性の向上に大きく寄与することがわかり、かつ破面の様相からもこのことを明白に推察することが出来る。

Photo. 11 はローター材として知られている N3R 試料を 450°C で等温変態させた破壊靱性試験片の破面である。衝撃破面とあまり変っていないが、低速三点曲げの試験片の破面には大きなボイドの中心に巨大な介在物あるいは析出物が残存しているものが多い。実用溶解鋼に含まれるこれら大型介在物の存在は破壊発生の核となる役割を示し、事実 N3R の破壊靱性値は Table 2 に示すように実験溶解試料の N3 より劣っている。Photo. 12 は焼もどし材に現われたもので、細かいディンプル

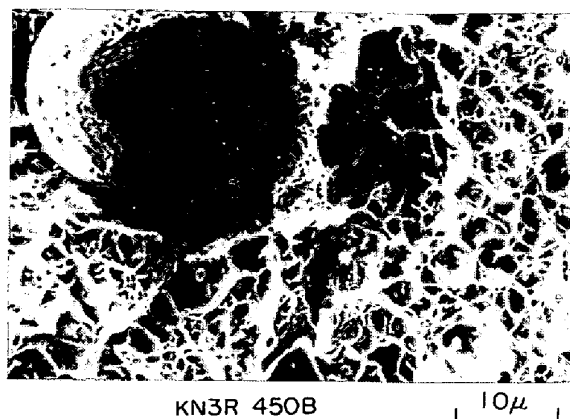


Photo. 11. Fractograph of N3R steel transformed at 450°C isothermally showing the dimple surface and inclusion.

帯の網で囲まれたボイドの中心にこれらの核が位置している。a は N3R のシャルピー破面、b は N15 試料の破壊靱性試験片から取ったものである。このような介在物は他の破面でも数多く観察されているがこれまでの多くの報告^{33)~35)}でも指摘しているように機械的性質全般に与えるこれらの影響は無視出来ないものがある。

3.4 組織観察

この種の鋼の組織がラス (lath) を主とするものであることはすでに報告¹⁾したが Photo. 13 にその中の中間段階変態組織の光学顕微鏡写真例を示す。焼入焼もどし組織は典型的なラスの束 (packet or bundle) からなることはすでに報告¹⁾した通りである。

中間段階変態組織のものは同一方向に並んだベイナイ

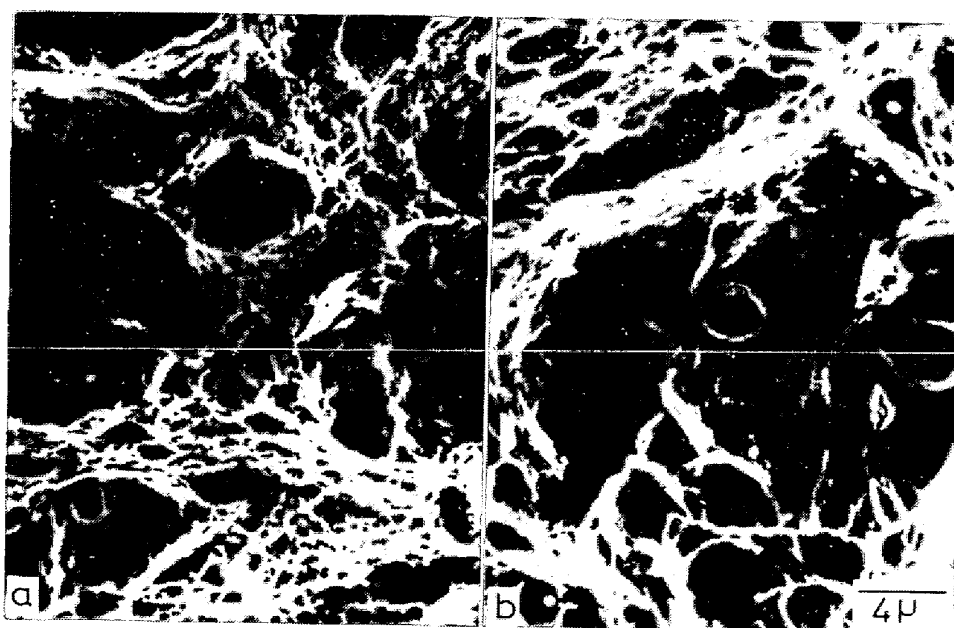


Photo. 12. Fractograph of M3R steel tempered at 550°C for 1hr after oil quenching (a), and N15 steel tempered at 470°C for 1hr after oil quenching (b).

トのラス束が任意の方向に散在しており、未変態オーステナイトから生成したオートテンパされたマルテンサイト組織が圧延方向に並んでいる。等温変態では 24 時間と相当長時間の処理を行なったにもかかわらず未変態部

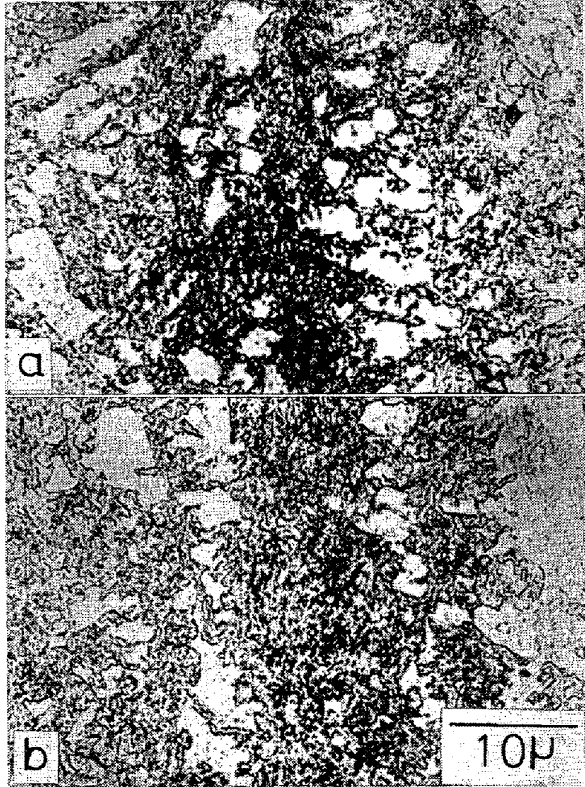


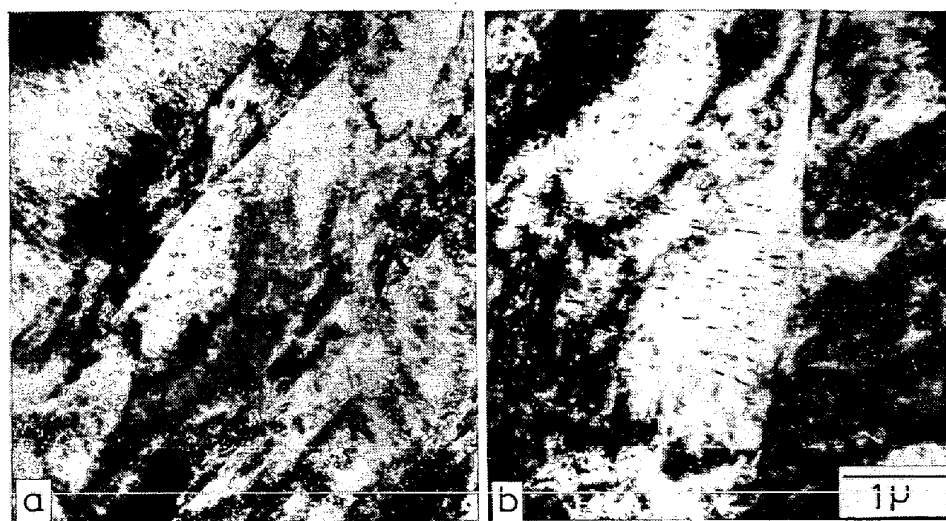
Photo. 13. Optical microstructures of N3L steel transformed at 500°C for 24hr isothermally (a) and N5L steel transformed at 450°C for 24hr isothermally (b).

が多いのは変態温度が比較的ベイナイト生成域の上限近くに位置していることから、相当長期にわたってオーステナイトの濃縮と安定化が起り変態が遅滞したことによると考えられる。

Photo. 14, 15, 16 はそれぞれ N5, N3, N3V 試料を 550°C で焼もどした薄膜透過電顕写真である。a は焼もどし時間が 30 分間で短く b は 8 時間と長時間行なったものである。炭化物の析出は初めの 30 分間でも充分に行なわれることが観察される。しかし、長時間焼もどしを継続することにより析出物の形状は変化を来し、最初の鋭利な形から丸みを帯びて来る。また、析出物は Widmanstätten 状の配置を保っている。

Photo. 17 はロータ材 N3R を空冷した組織の電顕写真である。一直線に並んだラスは前オーステナイト粒界を隔てて別のラスが位置し明確に区別される。炭化物は同方位のもので部分的に析出してベイナイトの特長を示し、前記の焼もどし材に比べ形も大きく不規則に配列している。おそらくこのような炭化物の形状、配列などが微妙に機械的性質に影響すると思われるがその形態、配置に偏在的かつ不規則であり定量的に推量することは困難であつた。b, c はおのおの炭化物スポットによる暗視野像と制限視野解析パターンを示す。

Photo. 18 は N1 試料を 420°C で 1 時間焼もどした組織の電顕写真である。一つの先在するラス界面からある角度を持つたもう一つのラスが成長しており、炭化物の析出は界面に並んだ点線状のものとラス面上に点在しているものとが見られる。また転位密度の比較的低い部

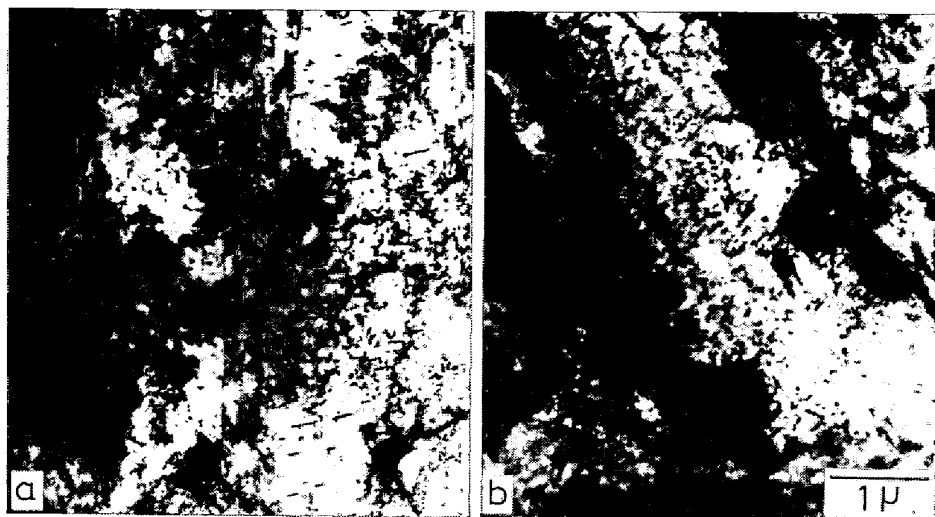


N5 550TS

N5 550TL

(a) Tempered at 550°C for 30min after quenching.
(b) Tempered at 550°C for 8hr after quenching.

Photo. 14. Transmission electron microstructures of N5 steel.

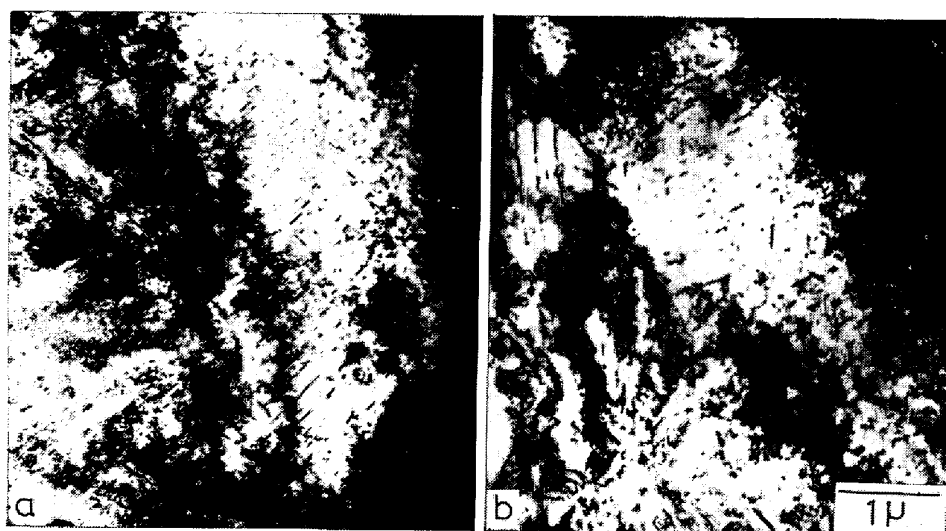


N3 550TS

N3 550TL

(a) Tempered at 550°C for 30min after quenching.
 (b) Tempered at 550°C for 8hr. after quenching.

Photo. 15. Transmission electron microstructures of N3 steel.



N3V 550TS

N3V 550TL

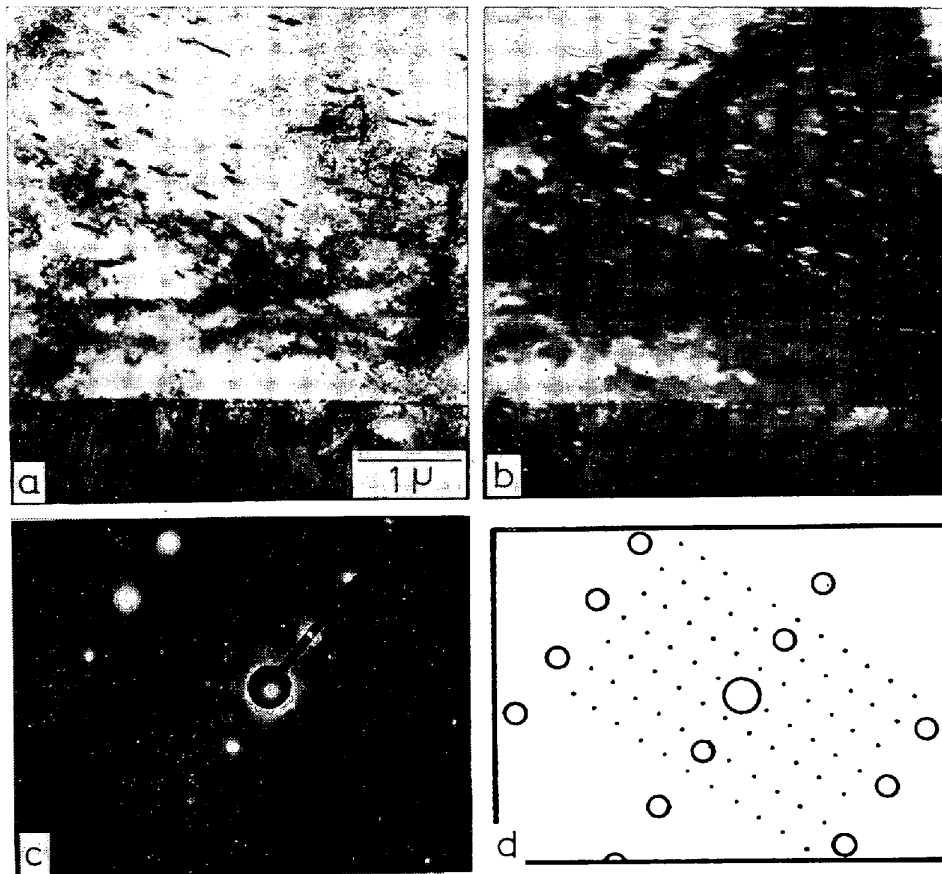
(a) Tempered at 550°C for 30min after quenching.
 (b) Tempered at 550°C for 8hr after quenching.

Photo. 16. Transmission electron microstructures of N3V steel.

分と高い部分とが混在して観察された。このような組織は焼もどし温度を 620°C に高めた場合ラス自体には変化を見せないが、炭化物の形状に丸みを帯びてやや成長がみられ、転位密度は低下しているのが観察された。BUSH と KELLY³⁷⁾は析出物の形状の変化と強度とを結び付けているが、とくに靱性を考慮する場合、析出物ないし介在物の形状および弾性率、硬さなどの性状は重要な意義を持つであろう。前節でも述べたように鋼中に存在する不均質な析出物、介在物などがミクロクラックの発

生源となり得るのでこの析出物の存在量に変化がないとしてもその形状と分布の変化は亀裂の伝播特性に作用し靱性に多大の影響をおよぼすものと考えられる。

Photo. 19 は Ni 含有量 5% の N5 試料を 620°C で 1 時間焼もどしたときの電顕写真である。Ni 1% の N1 試料と対比して電顕組織上の相違は必ずしも明らかでない。しかし試験結果では Ni の含有量が中間段階組織の機械的性質に強く影響するのが見られる。しかし、完全焼入材における焼もどしマルテンサイト組織の場合、



(a) Bright field image.
(b) Dark field image through cementite reflection.
(c) Electron diffraction pattern.
(d) Schematic illustration.

Photo. 17. Transmission electron microstructure of N3R steel air cooled.



N1 420T

Photo. 18. Transmission electron microstructure of N1 steel tempered at 420°C for 1 hr after quenching.

Ni 含有量の 1% より 5% への増加はその析出物、転位密度等の微視的構成にはあまり大きな影響を与えないものとみられる。

いつぼう炭素含有量の低い試料では炭化物の析出がきわめて少ない。Photo. 20 は Ni 5%, 炭素 0.06% の N5L 試料を 200°C 1 時間焼きもどしたマルテンサイト組織であり、析出物が観察された数少ない例の一つである。炭化物はラス面に Widmanstätten 状に規則的に析出している。炭化物の形状が鋭い針状にみえるのは焼きもどし温度が低く炭素含有量が低い影響もあると思われる。マルテンサイトの大きさならびに形状は 0.2% 炭素量の試料と大きな差異はないが、転位密度などには焼きもどし温度の影響から当然相違があるように見受けられる。これら炭素量の極めて低い試料の低温焼きもどしマルテンサイト組織では炭素量の低下にともなう靱性が増加するという一般の概念には必ずしも従わず、低炭素であるために降伏強度が低くなるにもかかわらず靱性は必ずしも向上しなかった。ゆえにこの種の鋼に対してある程度の炭素含有量はその強度と靱性の組合せを高めるのに必要であることが明白になってくる。

3.4 強度と靱性のバランスについて

Fig. 10 は中間段階変態組織と焼入焼きもどし組織の衝

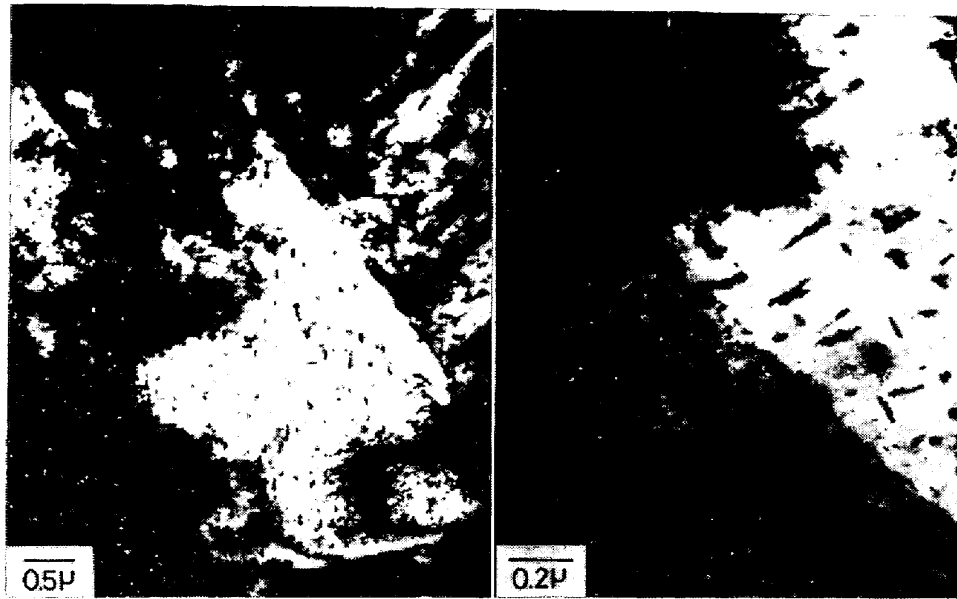
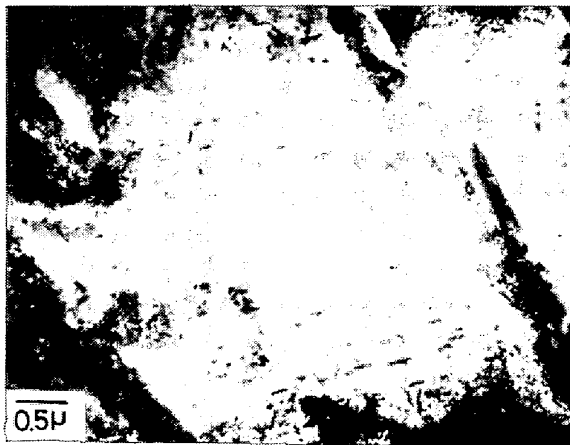


Photo. 19. Transmission microstructure of N5 steel tempered at 620°C for 1hr after quenching.



N5L 200T

Photo. 20. Transmission electron microstructure of N5L steel tempered at 200°C for 1hr after quenching.

撃吸収エネルギーと 1% 耐力とを対比させたものである。強度と靱性の組合せの分布をみると、図の点線を境界に左下方に中間段階変態組織、右上方には焼入焼もどし組織が位置しており、中間段階組織は総合的に見て焼入焼もどし組織に比して劣っているのがみられる。この場合中間段階組織の中、ベイナイト生成域の比較的高温域で変態したものは焼もどしマルテンサイト組織に近い強靱性を示した。たとえば極低炭素量の N3L および N5L 試料の場合高いシェルフエネルギー水準であつた。これは等温変態を施した温度が TTT 線図から見た場合、ベイナイト生成域の上限に近い温度のため変態終了時間が長く 24 時間という長時間であつたにもかかわらず

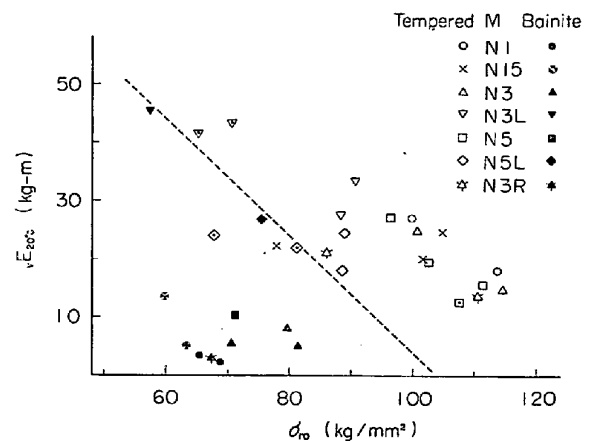


Fig. 10. 1.0% proof stress vs. shelf energy for various steels.

らず未変態オーステナイトが残留し、冷却に際してオーステンパーマルテンサイトに变化したことも一因と思われる。これらとは対照的に 0.2% 炭素量で低 Ni 量の N1 試料で等温変態が全温度域にわたって比較的早期にほぼ終了する。そして強度の割合に吸収エネルギーは低く脆い組織になつている。しかし Ni 含有量が 3~5% と高くなり、変態の後期の進行が遅れて終了し難くなるほどこの傾向は改善される。その理由としては、Ni による変態温度の低下、未変態オーステナイトからのオーステンパーマルテンサイトの生成混合、Ni 自体のマトリクス硬化などの要因が重なっているものと考えられる。

Fig. 11 は引張強さと破壊靱性値 K_{IC} との関係を調べたものである。この場合、破壊亀裂の伝播抵抗特性に対

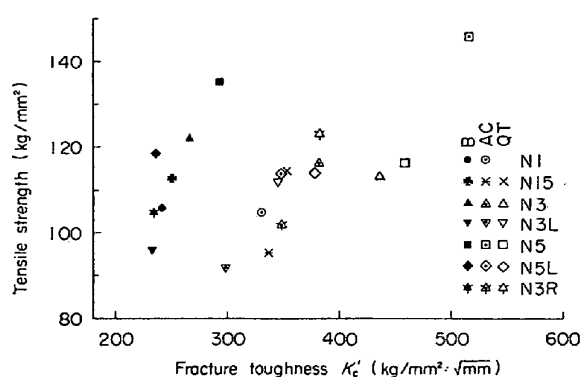


Fig. 11. Tensile strength vs. fracture toughness value of the specimens with intermediate, air cooled and quenched and tempered structure.

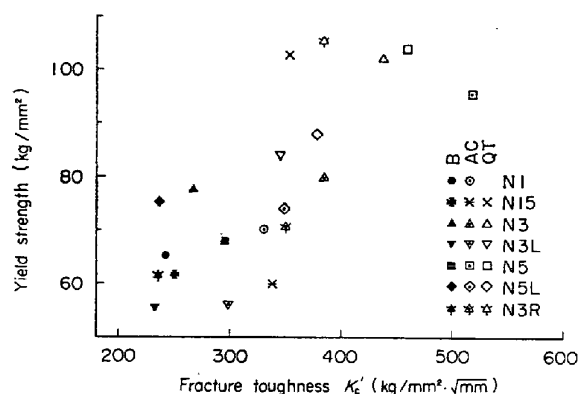


Fig. 12. 0.2% proof stress vs. fracture toughness value of the specimens with intermediate, air cooled and quenched and tempered structure.

する Ni 成分の効果が可能になり、強度と靱性はともに改善されることがわかる。また炭素量については衝撃靱性の場合と同様極低炭素鋼よりも 0.2% 含有鋼が焼もどし組織の強度、破壊靱性値ともに高い傾向が観察される。この破壊靱性値を降伏強度 ($\sigma_{0.2}$) と対比させると Fig. 12 のようになり、さらに強度と靱性の関連について組織の相違による差異が明確に示されている。比較的低温の中間段階組織の破壊靱性値は破壊亀裂の発生エネルギーを含む 衝撃靱性値の場合と同様に低い値を示し、低応力で容易に不安定破壊に移る傾向を示している。しかし高い Ni 量を含む場合はその組織いかんにかかわらず破壊靱性を改善することに大きく寄与することがみられる。

4. 結 論

大質量の機械部材などに用いる 1~5% の Ni を含む Ni-Cr-Mo-V 強靱鋼に関して、各種の中間段階変態組

織および完全焼入焼もどし組織について微視組織と衝撃破壊特性、破壊靱性値の関連をしらべて次の結論を得た。

1. これら鋼種のベイナイト組織を主とする中間段階変態組織は 330°C ないし 500°C の間で生成され、Ni 含有量の多い合金では低温側、Ni 含有量の少ない合金では高温側でベイナイト変態が進行する。またベイナイト生成領域内の高温域で変態が行なわれる場合は変態が遅滞し長時間でも完了せず、その後の冷却過程でかなりの量のマルテンサイト変態を生ずる。

2. 中間段階変態組織の衝撃破壊強度は焼入焼もどし組織のそれに比して劣り、Ni 含有量の増加によりこの傾向は緩和される。

3. Ni 成分は母相自体の強靱化に貢献し、延性脆性遷移温度を低下し、吸収エネルギー曲線の勾配をなだらかにして遷移現象を不明確にする。

4. この種の比較的焼入性の高い低炭素合金鋼では、炭素含有量が極く低くなると各組織について降伏強度が低下し強度にバランスした靱性は得がたくなる。とくに焼入あるいは空冷後焼もどし組織の場合 0.2% 程度の炭素量は強度と靱性の組合せにおいて最適の焼もどし処理を行なう上で必要と考えられる。

5. 真空溶解法によるこの種の純度の高い合金鋼では 550°C の焼もどし脆性は現われず、V 合金成分を 0.1% から 0.2% に増加しても焼もどし脆性の現象は極めて少ない。

6. 疲労予亀裂とサイドノッチを施した試破片により破壊靱性値を測定し、破壊亀裂の伝播に関する特性を衝撃破壊特性とあわせて考察した場合、Ni は有効な合金成分であり、この種合金鋼の熱処理組織如何にかかわらず破壊靱性値の向上効果を発揮する。

7. ベイナイトを主とする中間段階変態組織は焼入焼もどし組織に比べ強度と靱性値の組合せでみた機械的性質が劣る。またこの鋼種で長時間等温変態処理を行なうと靱性の劣化がみられ、むしろ連続冷却後短時間変態による混合組織の方が強靱性を保持し優れている。

文 献

- 1) 荒木, 佐川, 辛: 鉄と鋼, 61 (1975) 2,
- 2) W. F. BROWN Jr. and J. E. SRAWLEY: ASTM Special Publ. 410 (1966)
- 3) B. GROSS and J. S. SRAWLEY: Technical Note D-3092, NASA Dec., 1965
- 4) B. GROSS and J. E. SRAWLEY: Technical Note D-2603, NASA Jan., 1965
- 5) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 201 (1963), p. 518

- 6) Y. OHMORI, H. OHTANI, and T. KUNITAKE: Trans. ISIJ, 12 (1972), p. 146
- 7) E. S. DAVENPORT: Trans. AIME, 209 (1957), p. 677
- 8) 鈴木, ほか: 三菱重工技報, 4 (1967) 3, p. 271
- 9) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1993
- 10) 邦武, 寺崎, 大森: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1993
- 11) 邦武, 寺崎, 大森, 大谷: シンポジウム, 鋼の強靱性 (京都) (Oct. 1971) p. 83
- 12) L. J. HABRAKEN and M. ECONOMOPOULOS: Symposium of Transformation and Hardenability in Steels, Michigan (Feb. 1967), p. 69
- 13) V. F. ZACKAY, E. R. PARKER and W. E. WOOD: Proceedgs. ICSMA, Cambridge (1973), p. 175
- 14) A. H. COTTRELL: Trans. AIME, 212 (1958), p. 192
- 15) F. B. PICKERING: Symposium of Transformation and Hardenability in Steels, Michigan (Feb. 1967), p. 109
- 16) 松田, 井上, 三村, 岡村: シンポジウム, 鋼の強靱性 (京都) (Oct. 1971), p. 47
- 17) J. C. WILLIAMS, R. R. BOYER, and M. J. BLACKBURN: ASTM Special Publ. 453 (1969), p. 215
- 18) C. D. BEACHEM: Trans. ASM, 56 (1963), p. 318
- 19) H. C. BURGHARD Jr. and D. L. DAVIDSON: Proc. 1st Int. Conf. on Fracture, Sendai (Sep. 1965) 2, p. 571
- 20) C. D. CALHOUN and N. S. STOLOFE: ASTM Specialpubl. 453 (1969), p. 173
- 21) D. L. NEWHOUSE: Welding J., (1963) March, p. 105-S
- 22) B. M. WUNDT and D. L. NEWHOUSE: Welding J., (1963) July, p. 325-S
- 23) C. N. FREED and J. M. KRAFFT: J. Mat., No 4, Dec. 1966, p. 770
- 24) C. N. FREED: ISI Publication 120, 1970, p.29
- 25) J. C. RADON and C. E. TURNER: JISI, 204 (1966), p. 842
- 26) J. E. SRAWLEY and W. F. BROWN: ASTM Special Publ. 381, p. 133
- 27) D. E. NEWHOUSE and B. M. WUNDT: Metal Prog., 78 (1960) July, p. 81
- 28) T. M. F. RONALD, J. A. HALL and C. M. PIERCE: Met. Trans. 3 (1970), p. 813
- 29) G. R. IRWIN and A. A. WELLS: Metallurgical Rev., 10 (1965) 38, p. 223
- 30) G. F. WALKER and M. J. MAY: ISI Publication 120 (1970), p. 135
- 31) 越賀: 金属学会報, 第5巻 (1866), p. 451
- 32) 池田: 同 上 , p. 699
- 33) J. E. HOOD and R. M. JAMIESON: JISI, (1973) May, p. 369
- 34) 荒木, 石, 佐川: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 182
- 35) 斎藤, 山内: 同 上 , p. 60