

論 文

UDC 669.15'24'26'28'292-194.2 : 669.14.018.292 : 539.412 : 621.785.31.7

1~5% Ni-Cr-Mo-V 強靱鋼の組織と引張特性*

荒木 透**・佐川竜平***・辛 玫教***

Structures and Tensile Properties of High Strength
Ni-Cr-Mo-V Steels Containing 1~5% Nickel

Toru ARAKI, Ryuhei SAGAWA, and Minkyo SHIN

Synopsis:

Low carbon Ni-Cr-Mo-V steels containing 1~5% nickel were subjected to isothermal or continuous cooling transformations and tempering, which led to a variety of microstructure. Effects of nickel and carbon on the microstructures and on the tensile properties of these steels were examined by means of the tensile testing, dilatation measurement, X-ray measurement, and optical and electron microscopies.

An addition of nickel improved the tensile properties, particularly the ductility of the steels with the intermediate transformation products as well as the tempered martensitic structures. However, decrease of carbon content exhibited no appreciable contribution to a balanced improvement in the strength and ductility relationship. An increase of the nickel content was found to shift the transformation ranges of the ferrite and the intermediate products to a lower temperature and to a much longer time, and therefore, resulted in enhanced hardenability.

The intermediate transformation structure, which mainly consisted of bainite, had a considerably low yield strength ratio and low elongation and reduction of area values. The steels with this structure were in general inferior to those with the tempered martensite. When additional tempering at an appropriate temperature was applied to the steel, the intermediate structure of higher nickel steels had a trend of marked increase in yield strength (ratio) as well as an increase in ductility although the tensile strength was decreased.

Most of the intermediate structures were composed of lathlike structure with high density of dislocations and precipitation of carbides, and the tempering caused both the rearrangement of dislocations and the secondary hardening, presumably associated with the molybdenum carbide precipitation which was enhanced by a higher nickel content; this seems to cause an optimum improvement in the combination of strength and ductility.

(Received April 1, 1974)

1. 結 言

合金鋼における合金元素の影響は、とくにその熱処理後の機械的性質に強く現われ、材料設計上合金元素の選択は重要な問題である。各種機械構造物に適する鋼材としてはこれら合金元素の種類と含有量を適宜選択制御し、それに適当な熱処理を加えて使用される。種々の合金成分の中でもとくに Ni は鋼材の強度と延性靱性に好ましい影響をおよぼすとされ、多くの高強度材料の主成分になつてきた。古くより Ni は Mn とともに γ 領域を拡大させ変態温度を低温側に移行させるとともに、Cr,

Mo などと共存して焼入性を高め質量効果を減少させることによつて、その機械的性質を向上させることが知られ^{1)~3)}、熱処理の困難な質量の大きい大型機械部材用機械構造用鋼としては Ni を含む合金鋼が適材として用いられてきた。この場合高 Ni のものについては比較的低碳素量のものが使用されている。また Ni をかなり含むベイナイト的組織の溶接構造用強力鋼についても機械的性質がすぐれているとの報告⁴⁾が見られる。とくに Ni 含有量の高い合金鋼では高い強度で低温靱性のよい低温用溶接構造用鋼材が開発されている。一般的に見てこれらの鋼の熱処理後の機械的性質に与える影響として、Ni 量

* 昭和48年4月本会講演大会にて発表 昭和49年4月1日受付

** 東京大学工学部 工博 (Dept. Metallurgy and Materials, The University of Tokyo, Hongo, Bunkyo-ku Tokyo 113)

*** 東京大学工学部 (University of Tokyo)

の増加によつて強度とともに延性靱性を向上させることができる」とされている。しかしこれらの Ni 効用に関しては、利用状態における各種の熱処理組織と成分、機械的性質との間に複雑な相関があり、実用合金鋼における Ni の作用は一元的に解釈しがたく、その機構的な内容について従来あまりよく究明されているとはいいがたい。

Ni は炭素との親和力が弱くオーステナイト、焼もどしマルテンサイト中の固溶元素として用いられるが、機械構造用鋼としては 0.5~5% の範囲で利用される。これは鋼の強靱性が Ni 5% 程度まではほぼ含有量に比例して改善されるとされている³⁾⁵⁾ ことと用途に対しての経済性からと考えられる。

Mn, Cr, Mo などを含かなり含有する焼入性の高い機械構造用強靱鋼ないし高強度レベルの極厚板用高張力鋼を対象として考えると、Ni の含有量としては 1~5% が興味のある中心となろう。

本研究は比較的低炭素量で高焼入性の Ni-Cr-Mo 系合金鋼を基本として、Ni, C などの含有量を変化させた場合の変態挙動を中間段階変態組織と焼入焼もどし組織を中心として調査し、その組織と引張諸特性との関連について新しい総合的知見を得ることを目的として行なつたものである。

2. 実験試料と方法

2.1 試料

試料の化学成分を Table 1 に示す。炭素量を 0.2% として Ni を 1% から 5% まで変化させ、またそれぞれに対応してさらに炭素量の少ない試料をも準備した。Mn, Cr, Mo などは焼入性、焼もどし脆性なども考慮して通常用いられる量にほぼ固定し、V はオーステナイト粒度の影響を少なくするために少量加えた。

不純物特に P, S, 酸化物等を極力さけるために電解鉄をもとにして炭素量をスウェーデン鉄で調節した母材を用い、高周波誘導加熱式真空炉により溶解し 17 kg の鋼塊を作つた。溶解時に Al 0.01% により仕上脱酸を行なつた。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

たのち再加熱して 10 mm ϕ の丸棒に圧延した。試片は 1150°C $\times$ 20 min の溶体化処理後空冷した。

2.2 変態および組織観察

変態挙動は主として熱膨張により測定した。3 mm ϕ $\times$ 10 mm ϕ の小型試料を用い、800~400°C の間の平均冷却速度 50 deg/sec, 2 deg/sec, 1 deg/sec, 0.25 deg/sec, 0.08 deg/sec などの連続冷却を行なつた。また等温変態はベイナイト変態域を主に調査した。これらの試片の組織 (5% ナイタルエッチング) は光学顕微鏡で観察した。

別に前記の棒材を長さ 10 mm に切取り、種々の条件で熱処理を行ない硬度測定その他電顕観察用とした。とくにベイナイト組織では生成域の高温部と低温部、圧延方向に対して平行面と垂直面とを区別して組織観察を行なつた。電顕用薄膜試料は 10 mm 径の棒材を厚さ 0.3 mm に切出し、機械研磨で約 0.1 mm の厚さとしたのち 70~80°C の磷酸クロム酸飽和液で電解研磨して作製した。

また各組織の残留オーステナイトは X-線ディフラクトメータにより検量した。

2.3 熱処理並びに引張試験

棒材から直径 4 mm, 平行部長さ 28 mm の試験片を削り出し、アルゴン雰囲気中で 1150°C $\times$ 20 min の溶体化処理後空冷しそれぞれにオーステナイト化し連続冷却を含む所定の熱処理をした。

焼入焼もどし組織は石英管に入れた試料をアルゴン雰囲気中で 850°C $\times$ 30 min オーステナイト化しす早く取出して油焼入れしたのちこれを各温度で 1 時間塩浴中に保持して焼もどしを行ない続いて油冷した。

ベイナイト組織は同様に (850°C $\times$ 30 min) オーステナイト化し、石英管のまま等温変態温度まで不活性ガスを吹付けて急冷させあらかじめ所定の温度に準備した別の電気炉に入れて 24 時間保持したのち空冷した。引張試験速度は 0.8 mm/min で行なつた。

3. 実験結果と考察

3.1 連続冷却変態と等温変態

Fig. 1 は各試料の CCT 曲線である。a, b, c で Ni 含

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

	C	Ni	Cr	Mo	V	Mn	Si	P	S	Fe
N 1	0.23	1.08	0.97	0.34	0.09	1.36	0.31	0.007	0.007	Bal
N 3	0.22	3.02	1.01	0.30	0.10	0.96	0.26	0.007	0.006	Bal
N 5	0.20	5.05	0.97	0.34	0.10	1.36	0.26	0.006	0.006	Bal
N15	0.15	1.46	0.96	0.34	0.10	1.33	0.25	0.005	0.005	Bal
N3L	0.06	3.07	0.99	0.36	0.10	1.33	0.22	0.003	0.005	Bal
N5L	0.06	5.05	0.95	0.32	0.09	0.77	0.18	0.003	0.009	Bal

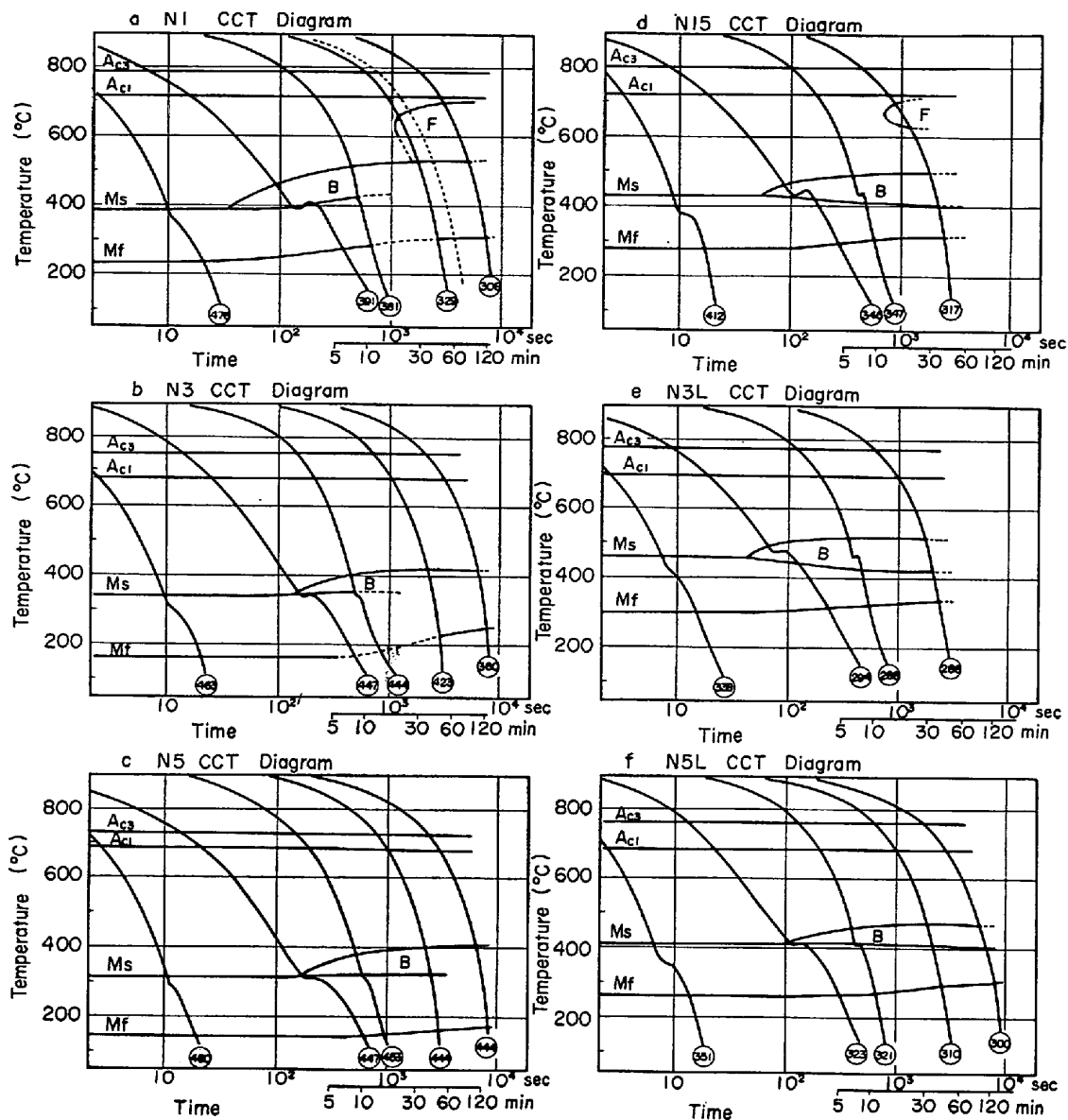


Fig. 1. CCT diagrams of steels.

有量の影響を比較すると、Ni含有量が1%から、3、5%と増加するにつれて変態点が低くなっている。とくに1%から3%の間の低下が著しいがこの傾向はAc1, Ac3変態にも見られる。

また Ni含有量の増加はベイナイト生成域を長時間側に移行すると同時に温度範囲を著しくせばめる。この2つの傾向も1~3%間の変化が3~5%間のものより大である。

焼入性の改善は、異なつた速度で冷却した試料の硬度にも現われている。N1試料では硬度変化が激しく変態組織も顕著に変化するが、N3ではこれらの傾向は弱まり、N5ではこの範囲の冷却速度の相違ではほとんどその組織に変化をもたらさないようにみえる。

この場合 N3試料のMn含有量はN1, N5試料に比べ

0.4%低くなっているのでその影響も考えられる。しかしNiの1-3-5%の変化に比べてMnをNiと等価として考えた約0.4%の負の影響は少なく、上記の変態点に及ぼす影響などのデータから判断してほとんどNiおよび他の合金元素の変動によつて隠されていどのものと判断された。

次に Fig. 1 の b(N3) と e(N3L), c(N5) と f(N5L) とを対応させて考察すると、炭素含有量による影響が顕著に現われている。即ち、炭素含有量が少ない場合変態温度は高くなり、その割合だけベイナイト生成領域が短時間側に移行する。この傾向はNi含有量によつても影響をうけるので、Ni含有量の多い方がそれだけ変化が大となつている。炭素含有量が少ない程変態温度を高く移行させる傾向は逆変態の時にも現われ Ni含有

量の少ない試料ではより顕著に炭素含有量の影響が見られる。炭素含有量が 0.2% で Ni 含有量が 3% から 5% に増加すると共析温度 Ac_1 にはほとんど変化が見られないが、 Ac_3 は約 30°C 低くなる。

Fig. 2 は冷却速度 (800~400°C 間の平均) の変化による硬度の変化を示す。硬度の変化は炭素含有量の影響を受け、炭素含有量の多い試料では冷却速度が遅くなる程著しい硬度の低下を示している。

Ni 5% の場合は焼入性が高く冷却速度が遅くなつても高い硬度のままで組織はほとんどマルテンサイトを主

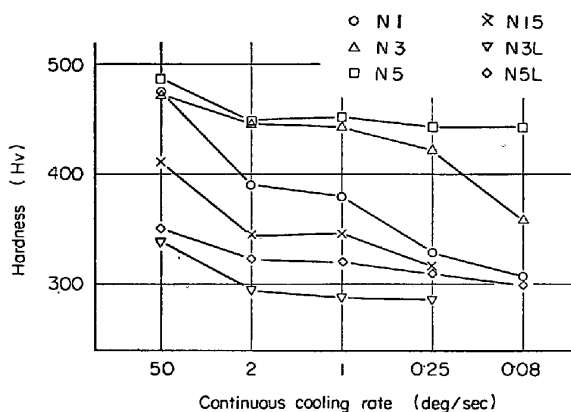


Fig. 2. Effect of cooling rate (average from 800°C to 400°C) on hardness.

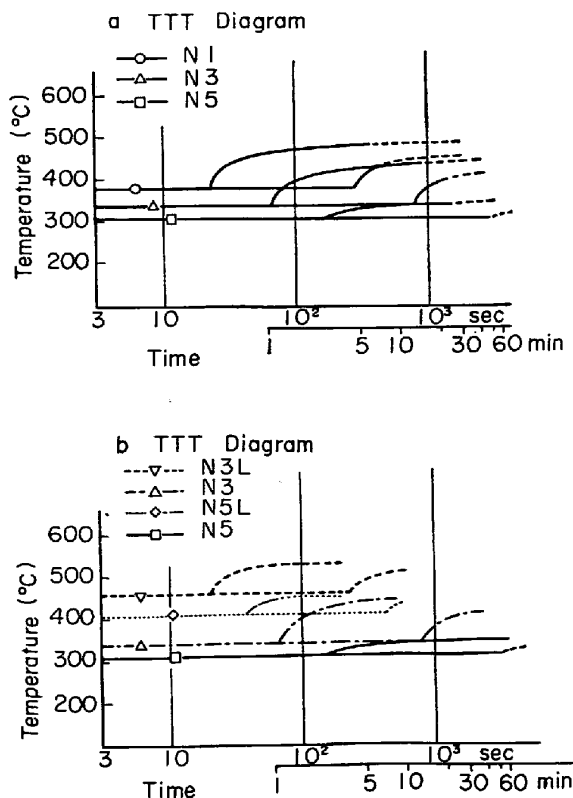


Fig. 3. TTT diagrams of steels.

体とするものであつた。一方炭素含有量の少ない試料では、組織がおもに初析フェライトと中間段階変態組織から成る低い強度レベルにあり、硬度の変化は少なかった。これら鋼の焼入性に及ぼす Ni の影響は BAIN¹⁾、俵²⁾、DAVENPORT³⁾ らにより古くから知られているが、Cr, Mn, Mo のかなりの量の共存する本鋼の場合は Ni 単独の場合より焼入性への影響は大きくなる可能性があり、複雑である。

Fig. 3 は等温変態時のベイナイト生成域を表わしたものである。a によれば等温変態によるベイナイト生成域は Ni 含有量が多くなるにつれ低温長時間側に移行し生成域がせばまるが、この傾向は連続冷却変態の時と同様である。また炭素による影響も連続冷却変態と同様で、炭素含有量の減少は等温変態時のベイナイト生成域を高温短時間側に移行させる。またこれらの影響は Ni 3% の時よりも Ni 5% になると顕著になる。

Fig. 4 は Ni および炭素の含有量と Ac_1 , Ac_3 および M_s 温度との関係を表わしたものである。CHISWICK⁶⁾ らは 0.30~0.51%C の炭素鋼で Ni 成分を 3~21% まで変化させて行なつた実験で Ar'' に及ぼす影響を調べ、Ni 成分と Ar'' 温度とがほぼ直線関係にあることを示した。Ni 1% の増加は Ar'' 40~50°C の低下になつている。この数値は本研究の Ni-Cr-Mo-V 鋼の M_s についての結果とほぼ一致している。図中黒点は極低炭素 (0.06%C) の時で白点は低炭素 (0.22%C) のものであるが同一 Ni 含有量を持つ試料での炭素含有量の相違による変化は M_s 点が大きく Ac_3 , Ac_1 の順に小さくなつて Ac_1 ではあまり差がない。また同等の炭素含有量を持

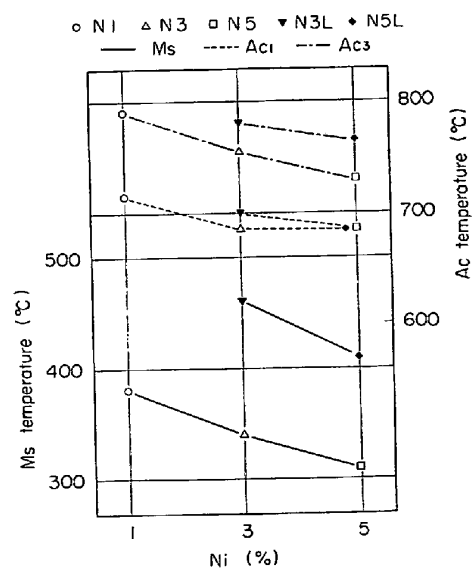


Fig. 4. Change of Ac_1 , Ac_3 and M_s temperature in accord with Ni content.

つ試料の Ni 含有量による各温度の変化は炭素の場合と類似した傾向を示し, Ni 1% の増加に対して M_s は約 40°C 程度の低下, A_{c3} は 30°C 内外, A_{c1} では 30°C 以下の低下を示した。

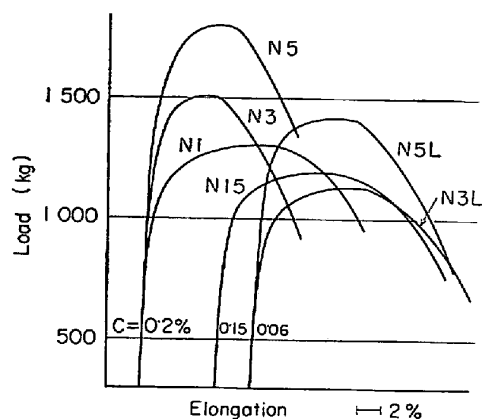


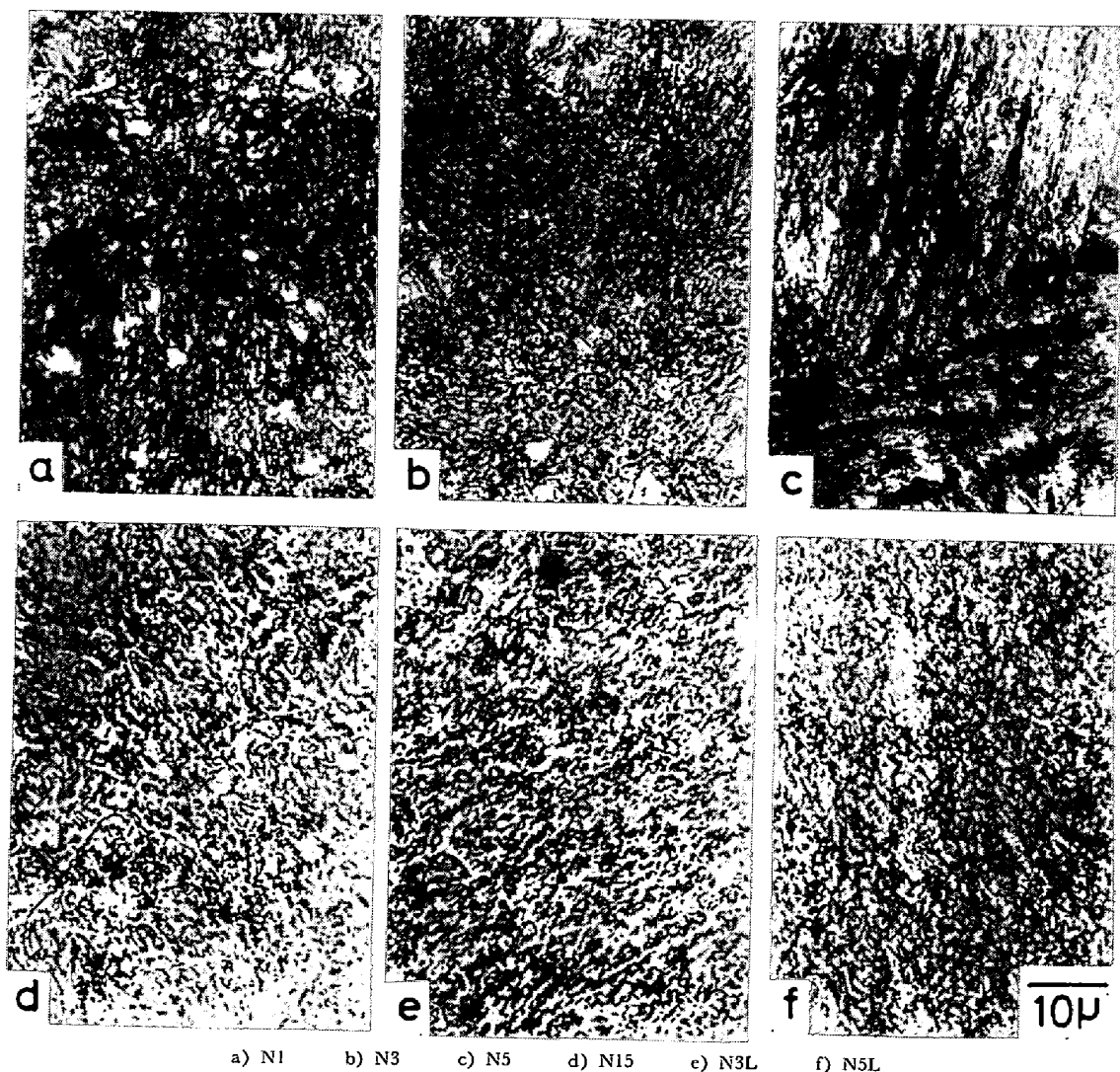
Fig. 5. Nominal stress-strain curves of air-cooled materials.

3.2 引張強度と組織

3.2.1 熱処理による組織と強度

まず各材料の空冷材 (冷却速度は $800\sim 400^\circ\text{C}$ の間で平均約 0.26 deg/sec , Fig. 1 a の点線で示した冷却速度)を比較するためにその応力-変位曲線を炭素含有量別に表わすと Fig. 5 のようになる。強度は Ni と炭素の含有量にほぼ比例し, 伸び, 絞りとはともに逆相関することを示している。炭素含有量が少ない時の Ni 含有量の影響は降伏強度に強く現われるのに対し, 炭素含有量の多い時の Ni 含有量の影響は破断強度と最高強度のほうにより著しく現われる。これらの組織の光学顕微鏡観察を Photo. 1 に示す。

a) の 1% Ni 試料は細かいパーライトを含む中間段階変態組織で, b) の 3% Ni 試料は各種ベイナイトの混合した中間段階組織, c) の Ni 5% 試料はほとんどオーステンサイト組織になっている (Photo. 2 参照)。また炭素量の低い試料 d (N15), e



a) N1 b) N3 c) N5 d) N15 e) N3L f) N5L

Photo. 1. Optical micrographs of air cooled materials.

(N3L), f (N5L) では Ni 含有量により初析フェライト量の異なつた混合組織になつている。

一般に Ni は炭化物に入らず母相中で強化機構にあずかるが、この場合炭素含有量の少ない試料でとくに降伏強度に強く影響するのは固溶強化のほかに初析フェライトの析出を妨げ中間段階変態温度の低下による下部組織の微細化に Ni が関与するものとみられるが、最高強度、破断強度には Ni の影響に加えて C による加工硬化への影響が強く現われている (Fig. 5 参照)。

MAGEE と DAVIES⁷⁾ は Fe-Ni-C 合金のマルテンサイトの研究の中で C, Ni がマルテンサイトの形態に影響し、Ni および C の低い領域ではレンズ型でなくパケット型のマルテンサイトが形成されるとしているが、本研究の試料では全体的に後者のいわゆるラス (lath) 型の組織である。Photo. 2 は空冷材の薄膜電子顕微鏡写真であるが a (N1), b (N3), c (N5) など炭素含有量の比較的高い試料では変態温度に応じて炭化物がおおの異なる形態で析出しているのに比べ d, e と炭素量の低いもの

ではこれら炭化物がほとんど見当たらないのが特長である。Ni の低い N1, N3 試料の炭化物が片状で比較的厚さが認められ、ベイナイト的配列を示すのに比べて、Ni 5% の N5 試料では、針状の細かい炭化物が Widmanstätten 状に 120° の角度で規則正しく析出しており、組織はほとんどオートテンパーされたラス型マルテンサイト組織を示す。Ni 3%, 1% のものは Fig. 1 の CCT 線図から推察して若干の初析フェライトが混合したと考えられるベイナイト組織によつて構成されている。

Fig. 6 は Ni 含有量 1% である N1 試料の種々の異なつた熱処理による引張性質の変化を表示したものである。b, c の焼入焼もどし材と d, e のベイナイト材とを比較すると、c すなわち 620°C で 1 時間焼もどした焼もどしマルテンサイトと d すなわち 400°C で 24 時間等温変態させたベイナイトは引張強度がほとんど同一であるにもかかわらず、ベイナイト材の降伏強度は著しく低下し、加えて伸びも少ない。またベイナイト生成域の上限近くの 450°C で生成させた e 材は引張強さにおいて

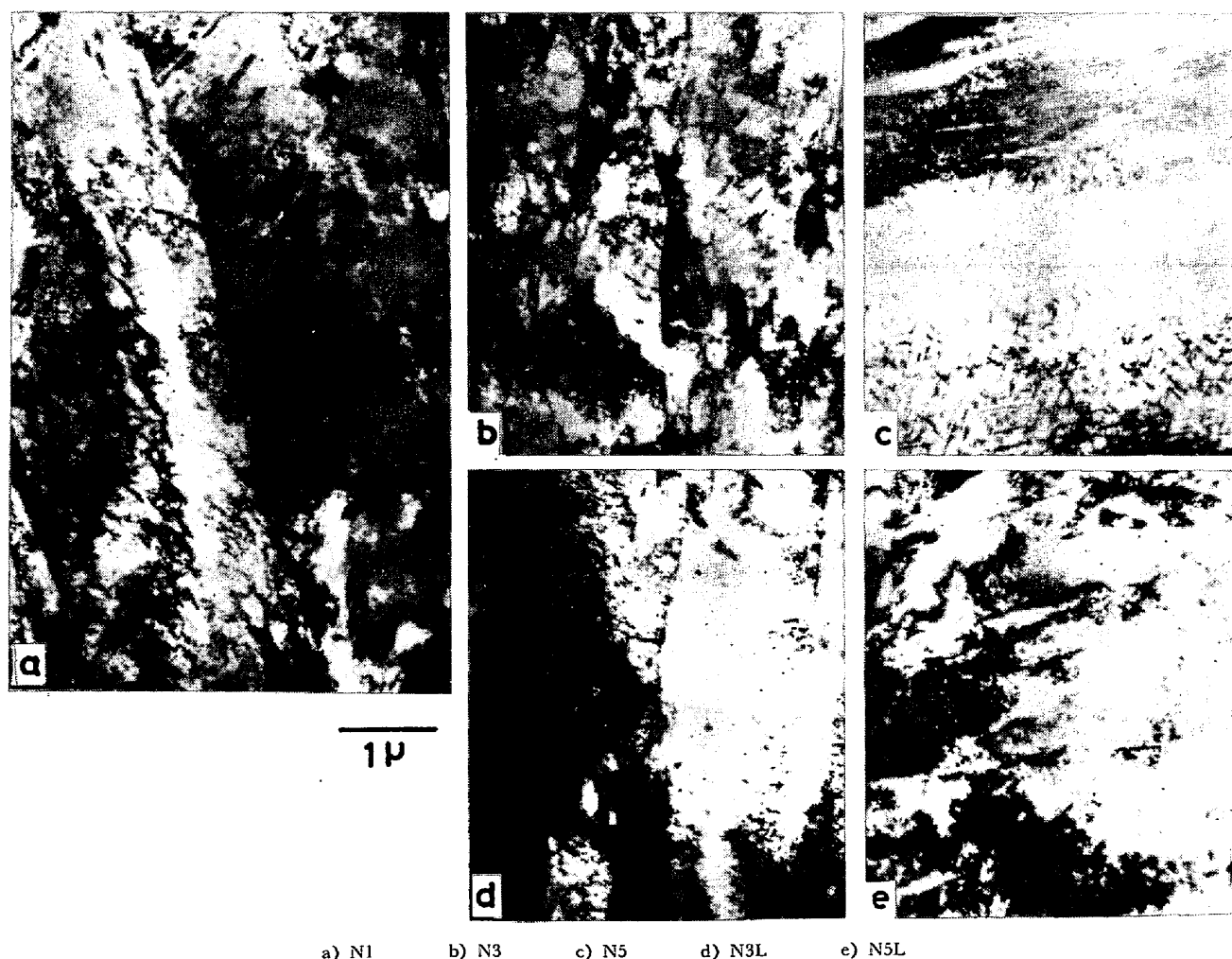


Photo. 2. Transmission electron micrographs of air cooled materials.

420°C に焼もどしたマルテンサイト材である b 材とほぼ同じであるが、降伏強度は約 5 割に満たず真破断強度も低い。

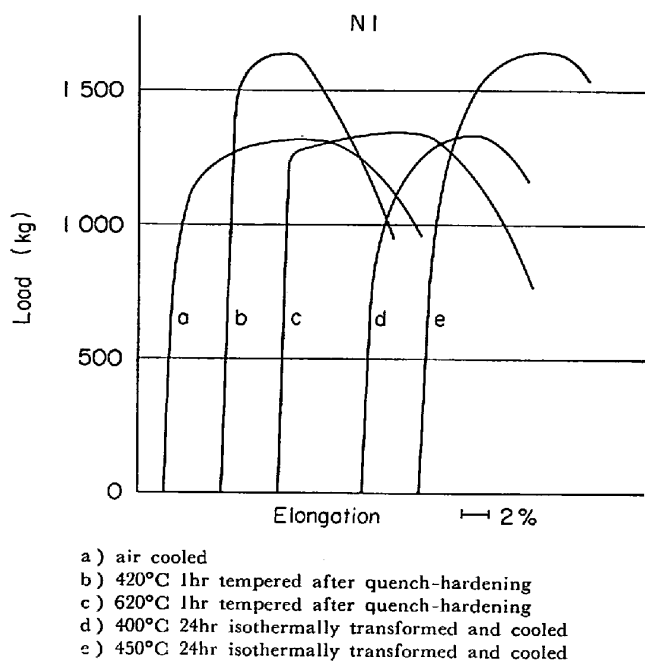
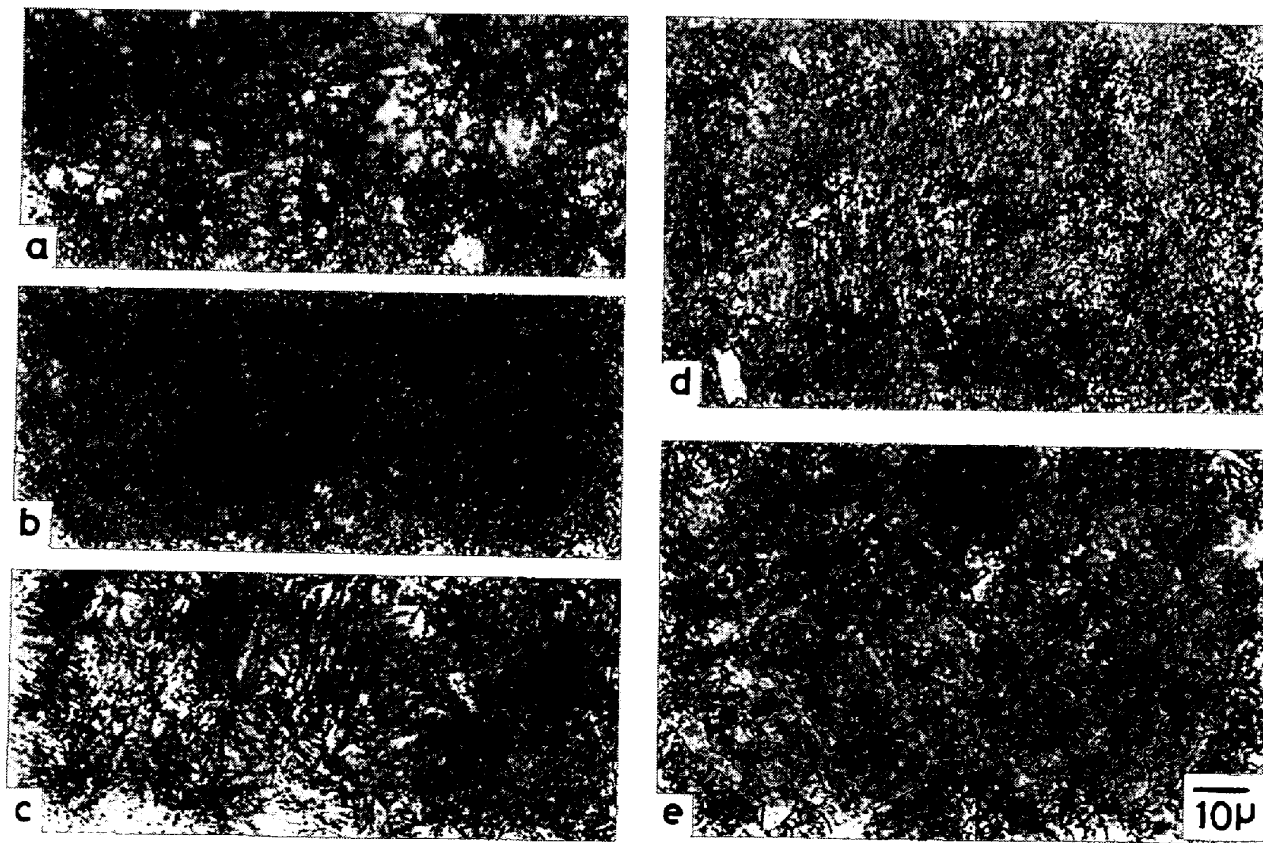


Fig. 6. Nominal stress-strain curves of N1 specimen by various heat-treatment.

Photo. 3 はこれらの光学顕微鏡写真である。a の空冷材は Fig. 1 の a の点線に示した連続冷却曲線をたどつたものである。塊状のフェライトと細かい中間段階変態組織からなっている。b は焼入れ後 420°C で 1 時間焼もどしたもので、c は 620°C で 1 時間焼もどしたもので、いずれも焼もどしマルテンサイト組織である。b, c と違って d, e のベイナイト組織のものはやや粗い組織を呈し、450°C で変態させた e はその後の冷却過程で未変態オーステナイトから変態した若干のマルテンサイト部分を含んでいる。薄膜電顕観察によれば焼もどしマルテンサイト材ではラス面に Widmanstätten 状に 3 方向に析出した炭化物と界面に沿って長く不連続的に析出した炭化物およびややセル状化して密度が低くなったタンゲル状転位が共存しており、ベイナイト材では不規則に発達したベイニティックフェライト (Bainitic ferrite) とまれにはあるがラス面上に一定の晶癖をもつて点在する炭化物または界面に析出した炭化物、および焼もどしマルテンサイト材に見られるような高密度の転位から成り立っているのが認められる (後出写真参照)。

一般に行なわれている高炭素鋼のベイナイト区分⁸⁾によれば、その生成温度が 400~450°C では上部ベイナイ



a) air cooled. b) 420°C 1hr tempered after quenching. c) 620°C 1hr tempered after quenching. d) 400°C 24hr isothermally transformed and cooled. e) 450°C 24hr isothermally transformed and cooled.

Photo. 3. Optical micrographs of N1 specimen.

トに属し、近接して平行に並んだフェライト板状晶の間に炭化物が析出するが、低炭素量の場合は形態的に下部ベイナイトに見られるようなセメントタイト片がフェライトラス内に一定晶癖面に沿って析出した組織が現われるとされている⁹⁾¹⁰⁾。この種の組織は本合金鋼にも多く観察され、500°Cで生成されたベイナイトの試料でも前述したような組織が確認された。Photo. 4はその1例である。

3.2.2 焼入焼もどし組織

一方、完全焼入材の焼もどし温度による硬度の変化を見ると Fig. 7 のようになる。硬度は炭素含有量に強く支配されているが、焼もどしによる硬度の変化は炭素含有量の多い方が著しく、0.06%C 鋼ではその変化はわずかである。HOLLOMON¹¹⁾ は 0.20~0.49%C の Ni-Mn-Si 鋼を用いて行なつた研究結果から焼もどし温度による引張強さの変化に対してもつぱら炭素含有量が影響するとしているが、この種合金マルテンサイトの炭素量は焼もどしによる機械的性質の変化に大きく影響を及ぼす。

また一方、ROBERTS と OWEN⁵⁾ は Ni 鋼で Ni の添加量 5% までは急速に 0.2% 耐力の向上が見られ、それ以上になると緩慢になることを示している。本実験鋼での Ni の影響は含有量の少ない (1~3%) 領域ではあまり明りようでなく、5% になると炭素含有量に関係なく二次硬化現象が現われ 500~550°C でもつとも顕著になる。

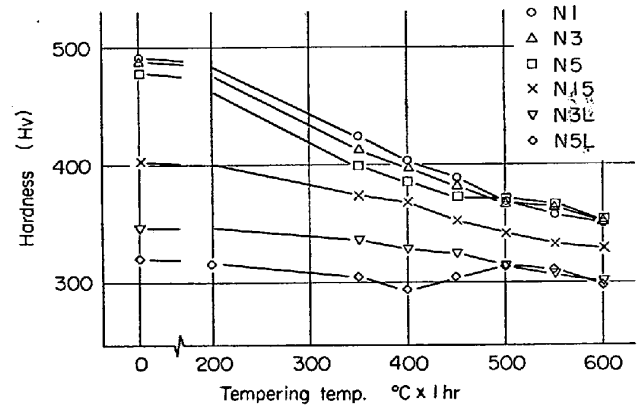
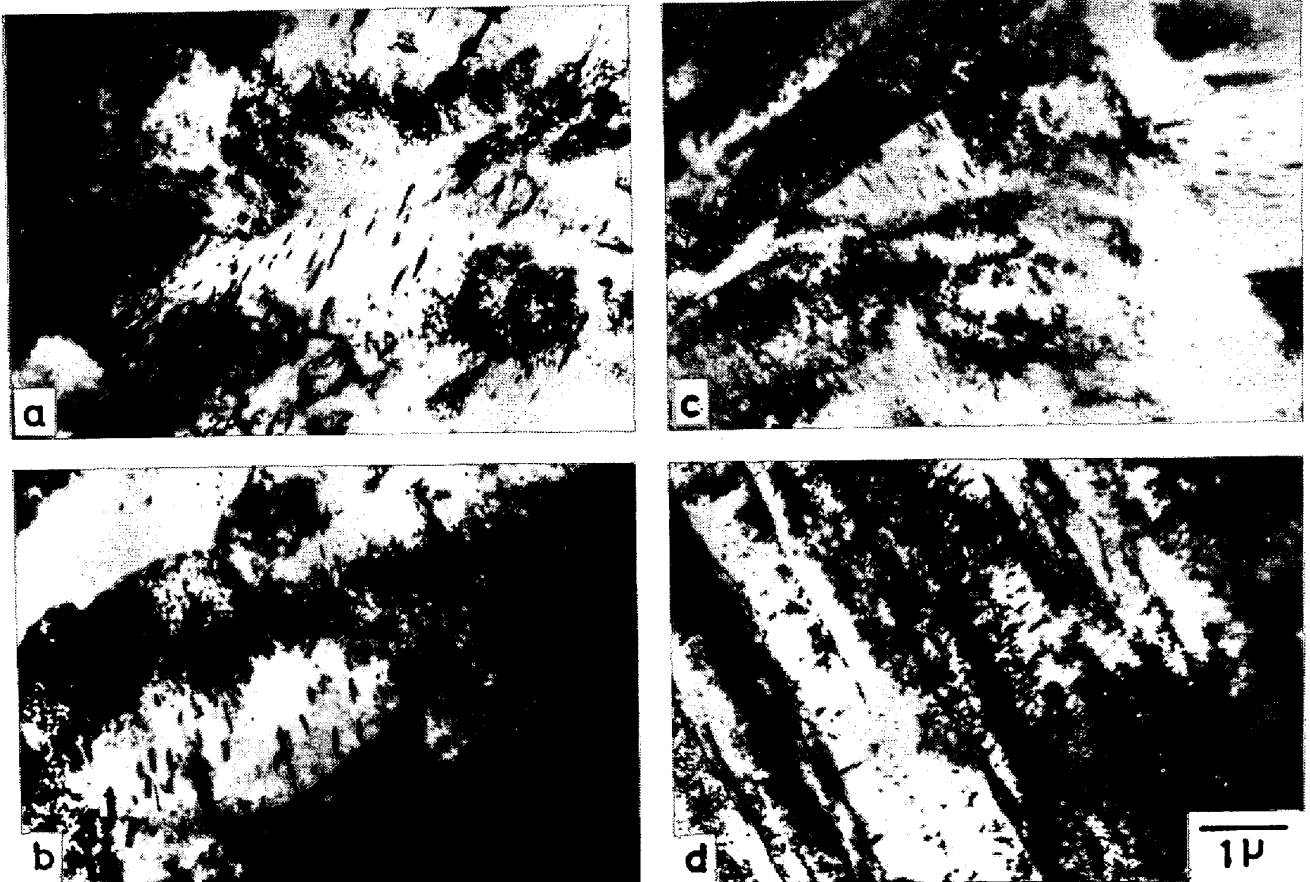


Fig. 7. Change of hardness by tempering temperature.



a) N1 400°C 24hr isothermally transformed and cooled. b) N15 450°C 24hr isothermally transformed and cooled.
c) N15 500°C 24hr isothermally transformed and cooled. d) N3 450°C 24hr isothermally transformed and cooled.

Photo. 4. An example of transmission electron micrographs of bainite microstructure.

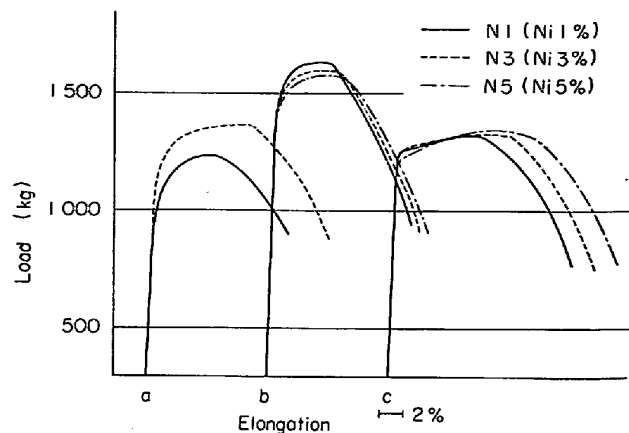
これは Ni による特殊炭化物析出硬化への相互作用効果と若干の残留オーステナイトに関連するものと考えられる。この場合 N5, N3, N1 に関して残留オーステナイトの X 線定量を行なった結果はほぼ 3% 以下の検量でその差を必ずしも明らかにできなかった。

Fig. 8 は応力変位曲線に与える熱処理の影響と Ni 含有量の影響を表わしたものである。図中 b の完全焼入材を $420^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ 焼もどした試料では Ni 含有量の差はほとんど見られないが、c の $620^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ 焼もどした試料では延性の改善に役立つ Ni の影響が明白に表われている。同程度の強度の中間段階組織のものを比べると Fig. 5, 6 にみるように N1 試料では降伏強さが著しく劣り、N3 試料で得られたものも降伏比が低く伸びも劣る。

これらの試料は一般に焼もどしによつて降伏比と伸びを若干改善することができる。Fig. 8 a の中間段階組織を焼もどしたものでは、Ni の 3% 含有によつて焼入焼もどし材の性能に近づいていることがみられる。Fig. 8 c のように 620°C で焼もどした試料の引張強さに対する

降伏強度が低温焼もどし材に比して高いのは転位の再配列とセル状化の進行によるものと考えられる。

これらの組織写真の例を Photo. 5 に示す。前述した

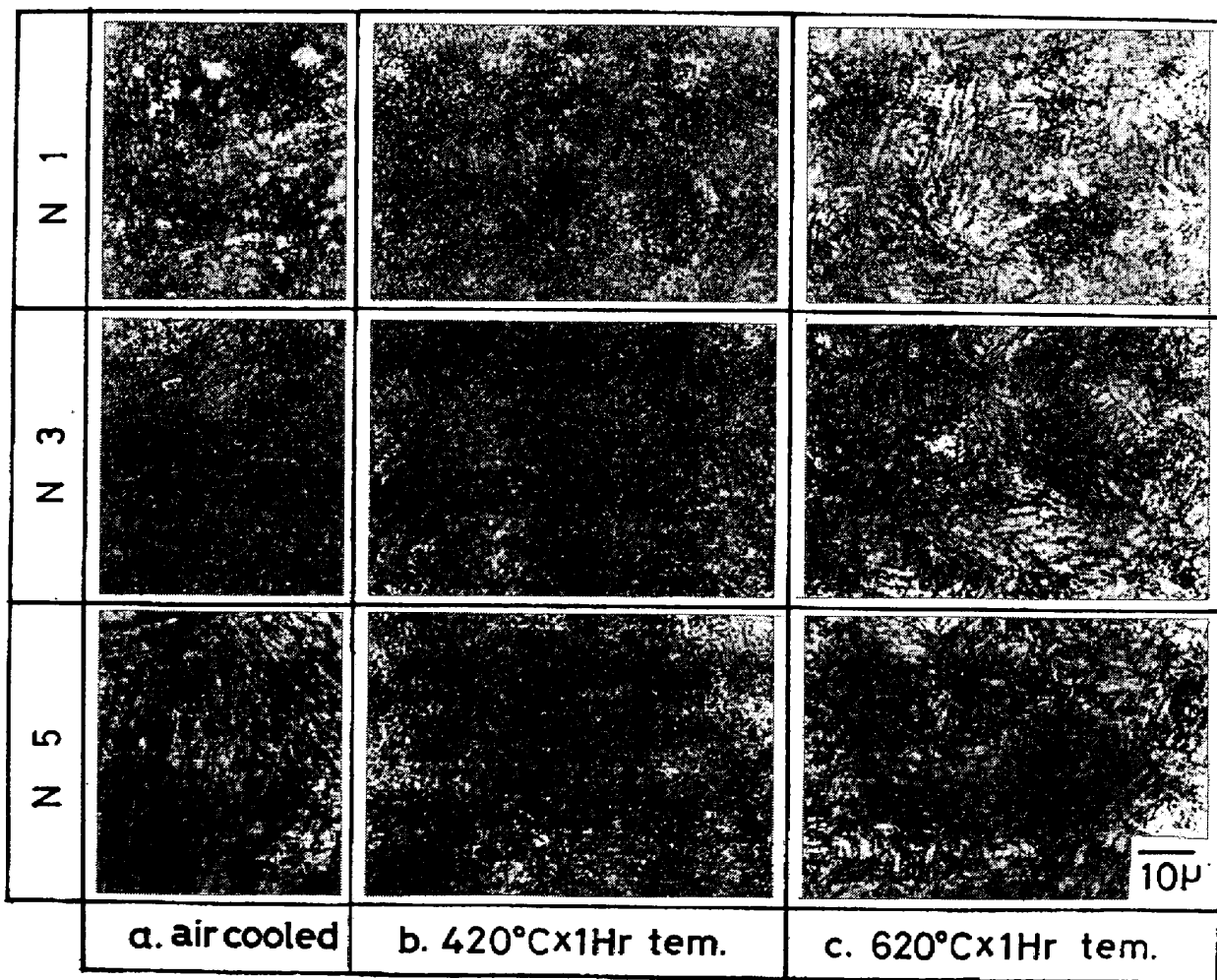


a) Isothermally transformed at 450°C for 24hr and tempered at 550°C for 1hr.

b) 420°C 1hr tempered after quench-hardening.

c) 620°C 1hr tempered after quench-hardening.

Fig. 8. Change of nominal stress-strain curves with various heat-treatment.



a) air cooled b) 420°C 1hr tempered after quenching c) 620°C 1hr tempered after quenching

Photo. 5. Optical micrographs of quench-tempered materials.

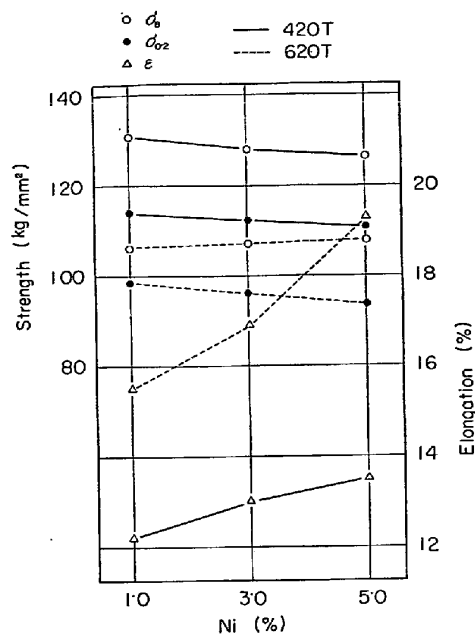


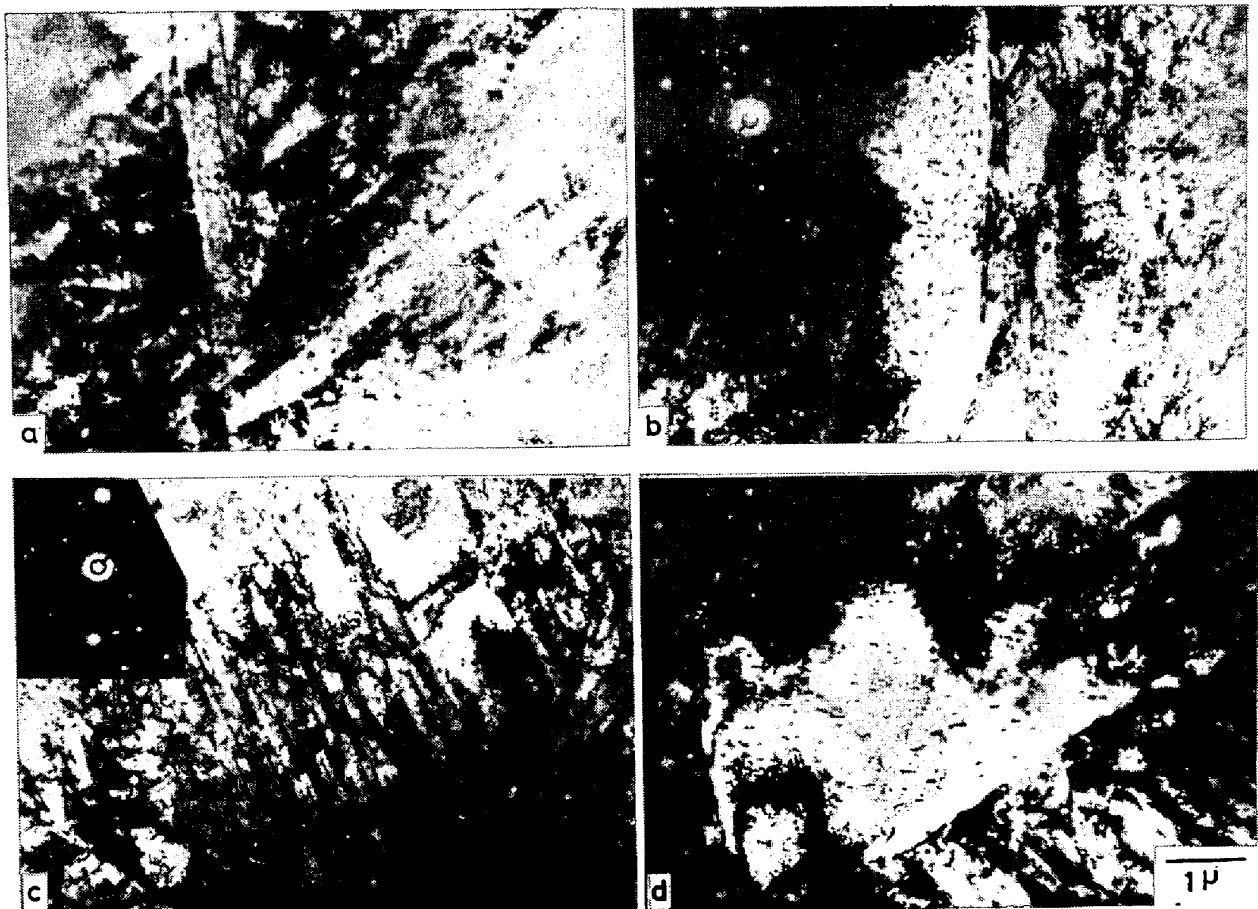
Fig. 9. Change of strength and elongation with varied nickel content in quench-tempered materials.

ように、Ni 含有量による組織の相違は空冷材に著しく現われるが、焼入後も組織にはあまり明確でない。620°C 焼もどしでは回復の程度に応じて微細なマルテンサイト組織の単位が次第に粗大化する。

Ni 含有量による引張性質の変化を焼もどし温度別に示すと Fig. 9 のようになる。引張強さ(σ_B)、降伏強度($\sigma_{0.2}$, 0.2% 耐力)ともに Ni の含有量にはほとんど影響されず 620°C で焼もどした試料の σ_B が Ni の含有量とともに幾分増加している以外は全体的にむしろ減少気味であり Ni の影響は極めて少ない。しかし伸びに関する限り Ni 含有量の影響は明白で、Ni 量の増加とともに伸びは著しく増加した。

Photo. 6 は完全焼入れ後 420°C と 620°C で焼もどした試料の薄膜電顕写真である。炭化物の析出がラス界面には細長く、ラス内では細片となつて Widmanstätten 状に析出しているが Ni 含有量による差異はあまり明白ではなかつた。

Fig. 10 は炭素含有量が 0.06~0.15% と低いマルテンサイト試料での焼もどし温度と Ni 含有量の関係を現



a), b) N1 420°C 1hr tempered after quenching
d) N5 620°C 1hr tempered after quenching

c) N5 420°C 1hr tempered after quenching

Photo. 6. Transmission electron micrographs of quench-tempered materials.

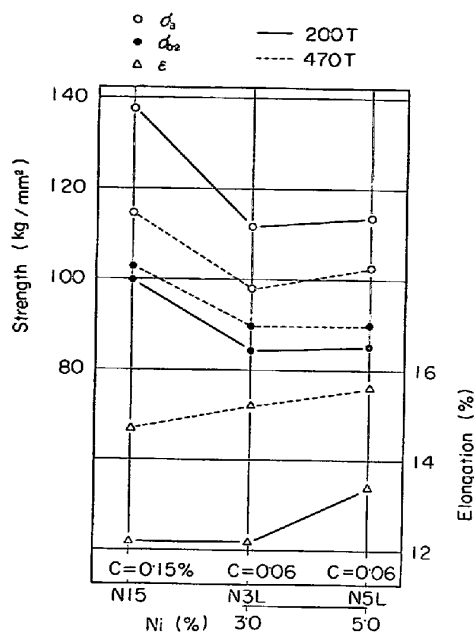
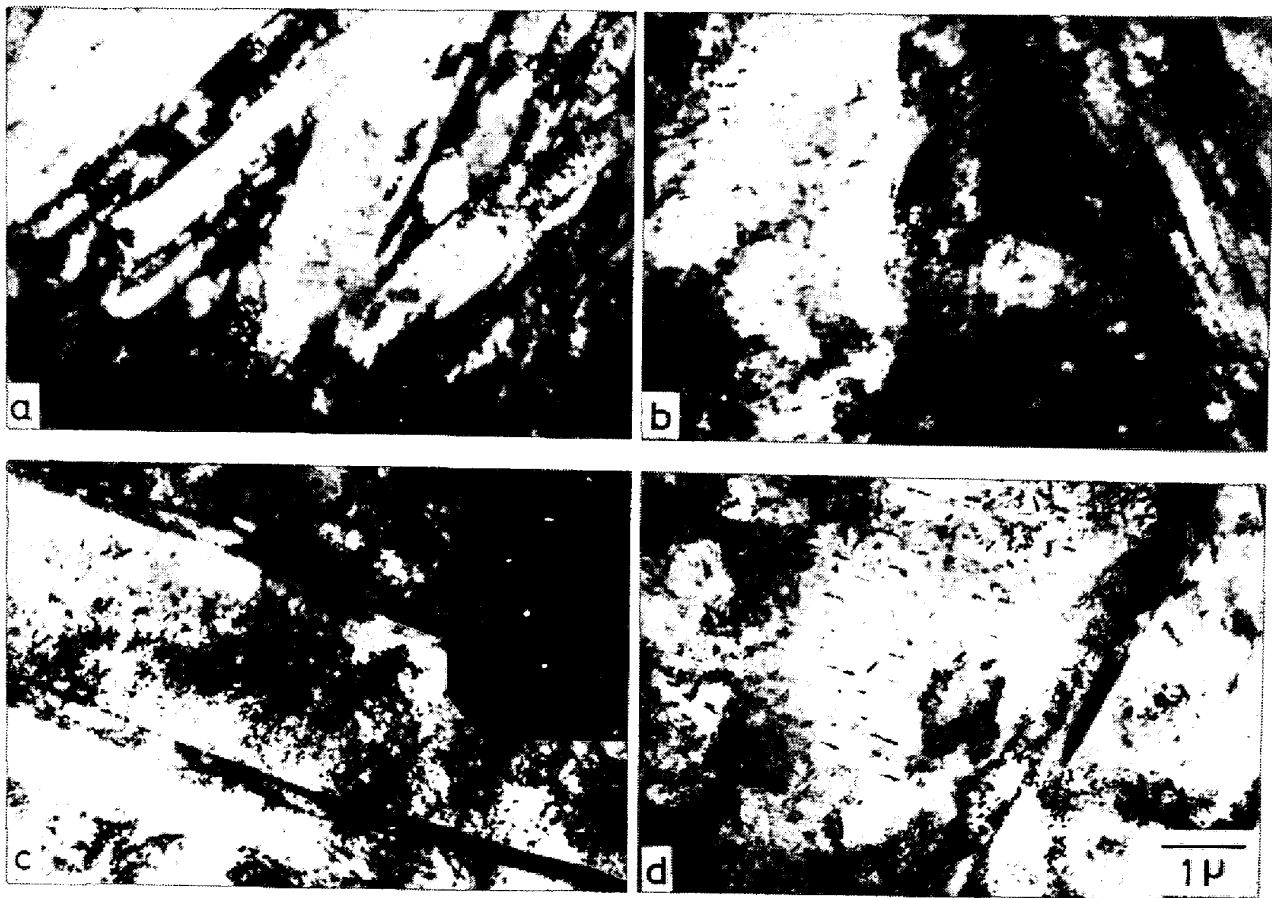


Fig. 10. Change of strength and elongation with varied nickel content in low carbon materials.

わしたものである。炭素含有量 0.2% の試料の Fig. 9 とは相違し, Ni 含有量が増加すると σ_B , $\sigma_{0.2}$ ともに増加し, Ni による固溶強化の傾向が認められた。一方, 前者程著しくはないが, Ni により伸びも増加している。また降伏強度は 470°C で焼もどしたものが 200°C の低温焼もどしのものより逆に高い。これは焼もどしによる通常の降伏比向上の傾向に加えて, Fig. 7 の焼もどし硬度曲線からもわかるように, 極低炭試料にあらわれる比較的低温での二次硬化現象が影響し 470°C 焼もどして降伏強度を高めた結果と考えられる。

これらの組織の薄膜電顕観察によれば, N3L, N5L と全く同じラス型のもので炭素含有量が低いにもかかわらず ϵ -カーバイトの細かい析出が特長的に見られた。Photo. 7 はその一部である。同試料の空冷材の組織観察は Photo. 2 の d, e に示したが同じラス型のベイナイト亜粒内に炭化物の析出はみられなかった。

焼入焼もどし組織においては 0.2% と 0.06% の炭素量の差は主として炭化物の差として強度に効いており, 分散強化による降伏強さの上昇とさらに降伏後の塑性流動抵抗の増加 (加工硬化) が大きいようにみられる。



a), b) N3L 200°C 1hr tempered after quenching

c), d) N5L 200°C 1hr tempered after quenching

Photo. 7. Transmission electron micrographs of tempered low carbon materials.

3.2.3 中間段階組織

ベイナイト組織または低温生成フェライトの混合組織である中間段階(変態)組織の引張特性は Fig. 11 のようになる。いずれも各温度で 24 時間等温変態させたものであるが一見して成分および変態温度による機械的性質の変化が大きいことがみられる。また σ_B と $\sigma_{0.2}$ との差が大きいにもかかわらず伸び、絞りが極めて不良である。その組織は中間段階組織で二種以上の複雑な組織の複合であり一律に各組織の役割りをもつて決定することは困難である。同じ試料での異なつた温度で等温変態させた組織を比較して見ると、いずれも予じめ決定した TTT 線図によるベイナイト生成域内の温度であるが、一般的傾向に反し高温域で変態させたものが低温域で変態させたものより σ_B 、 $\sigma_{0.2}$ とともに高く現われている。これは低温域で等温変態させたものがその鋼種の Ms 点に近く、ベイナイト変態しやすく比較的短時間のうちに変態を終了し完全ベイナイトになつているのに反し、高温域で等温変態させたものはベイナイト生成臨界温度に近く、変態に長時間を要し未変態オーステナイトがマルテンサイトまたは自己焼もどしマルテンサイト組織となつて残るためである。微小硬度計による硬度測定によればマルテンサイト硬度に近い値がベイナイト母相の硬度に混じつて存在するのが確認されている。このマルテンサイトの異相の混合によつて強度が単一ベイナイトより上

つており、延性も改善される可能性がある。BUSH と KELLY¹²⁾ はベイナイト鋼の強化機構の一部として炭素 0.1%~0.27% までの低合金鋼のベイナイト組織のフェライト亜粒相とこれと異なる他相との二相混合効果を上げている。また IRVINE と PICKERING¹³⁾ はベイナイトの強化要因として炭化物分散、転位密度、フェライト亜粒の粒度、固溶体の炭素と内部応力などを指摘しているが、これらベイナイト組織の要因はともに強化機構として低温の焼もどしマルテンサイトの場合よりは劣り、結果として混合組織が優位になるものと考えられる。

これらの中間段階組織の薄膜電顕写真を Photo. 8 に示す。1 μ m 前後の幅と 10 数 μ m 以上の長さを持つラス型フェライト母相を基礎とし、タンゲルした転位と炭化物の分散がみられる。とくに炭化物はその数、形態、析出位置など多様である。界面に沿つて細長く析出している炭化物は高温で生成したものであり比較的低温で変態した試料には見当らない。ラス亜粒内に細かく分散して析出した炭化物はその引張特性に現われているように強化作用にあずかつていると思われるが炭素含有量の少ない鋼ではほとんど認められない。

この中間段階組織では全般的に引張強度に対する降伏強度は低く、またこの傾向は完全ベイナイト組織に近いものほど著しい。鈴木、下山ら⁴⁾ は含 Ni 低合金鋼で延性に富むベイナイト組織を主体とする材料を研究しベイナイト鋼と名付けているが、今回の供試鋼の結果によると単一ベイナイト組織が延性においてすぐれている傾向は見出せず、むしろこれらを不完全変態組織より生成したマルテンサイトとの混合組織とし、また焼もどし組織とすることによつて強度、延性ともに増加するのが認められた。

3.2.4 中間段階組織の高温焼もどし

中間段階変態組織の試料にはベイナイト、オーステナイトパーされたマルテンサイトのほかに残留オーステナイトが共存することがある。これらの組織の一部はすこぶる不安定な状態であるから何らかのきっかけで変化を起こす可能性が強い。これらを二次硬化温度のごく近傍で焼もどした時の引張特性の例を示すと Fig. 12 のようになる。400°C で生成させたベイナイトは 450°C で生成させたベイナイトより σ_B 、 $\sigma_{0.2}$ が低いことは前記したとおりであるが、これを焼もどすと σ_B は急激に減少し、 $\sigma_{0.2}$ は Ni 1% の 400°C 変態試料ではやや低下するが Ni 3% 試料では $\sigma_{0.2}$ は逆に二次硬化的に増加しさらに伸びも増加することがわかる。一般に降伏強度の上昇を伴う組織の変化によつて伸びは低下するがこの場合 3% の Ni, Mo, C の相互効果が初期の回復現象に加わり

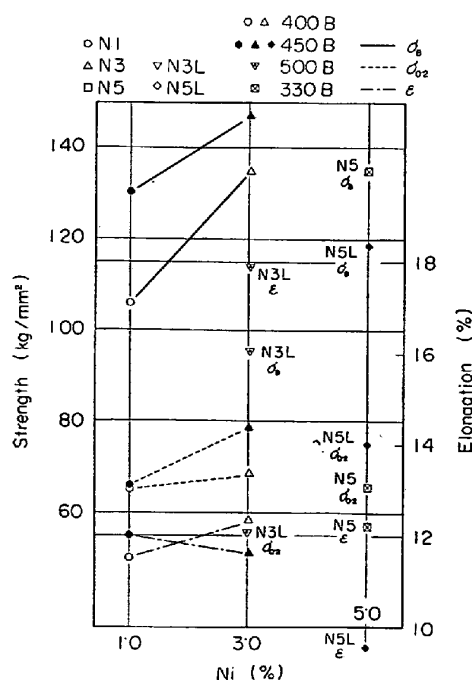


Fig. 11. Change of strength and elongation of steels with the intermediate structure in accord with nickel content.

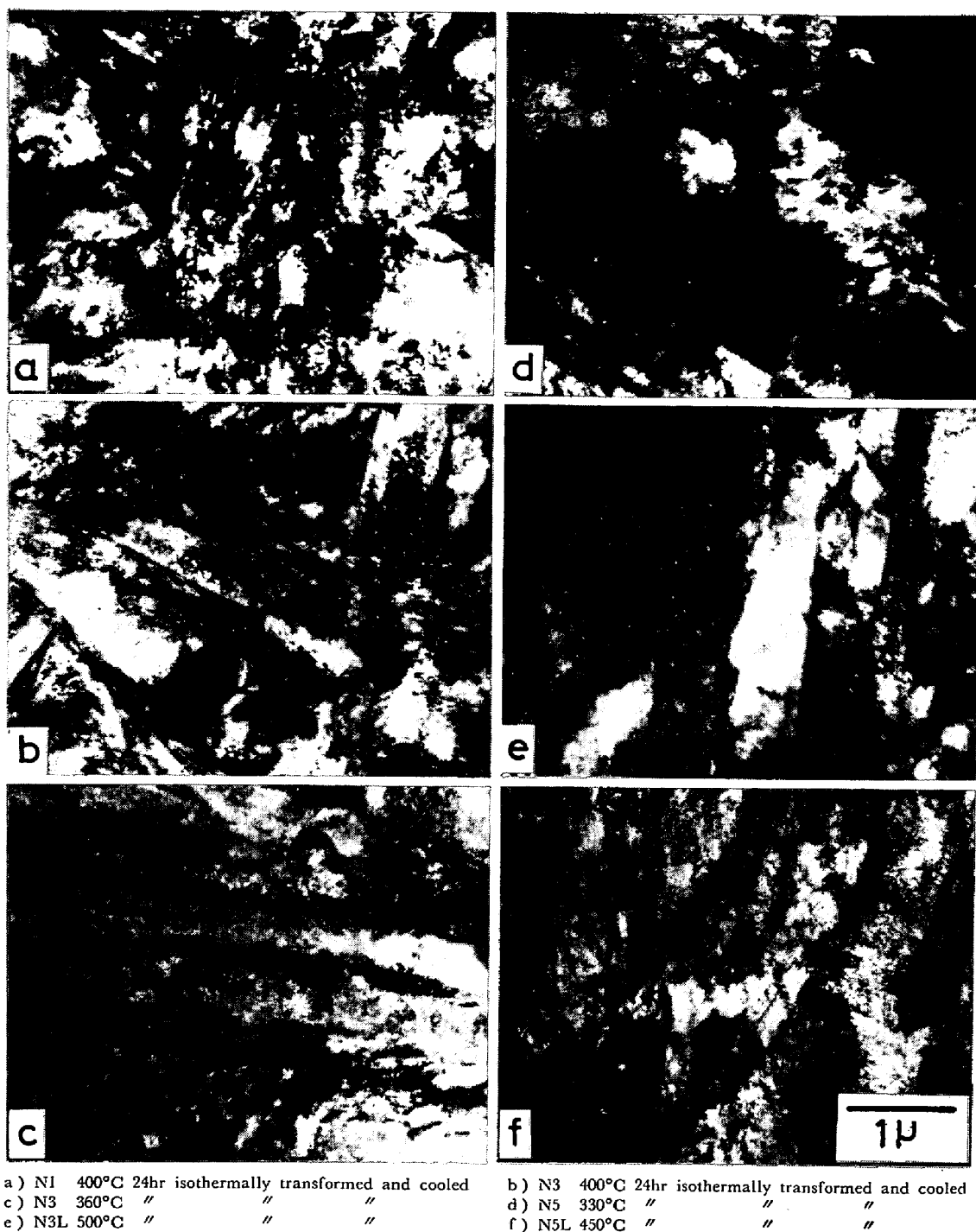


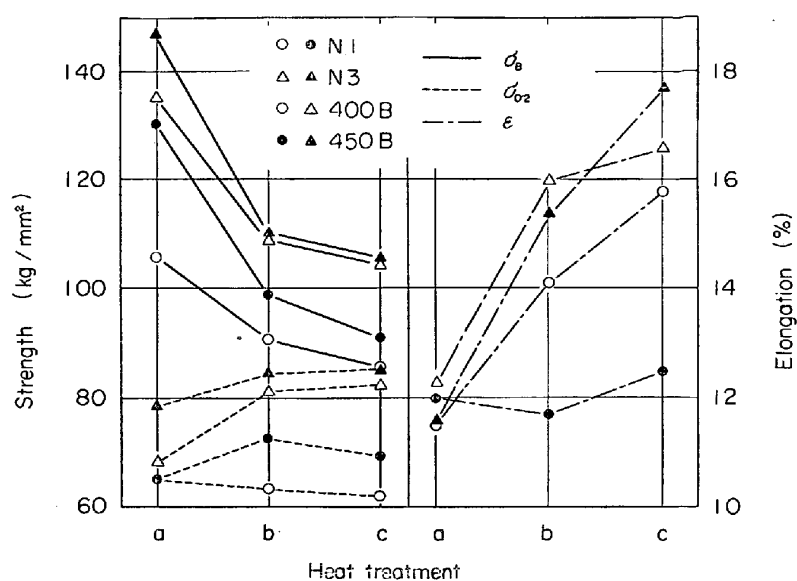
Photo. 8. Transmission electron micrographs of intermediate structure.

$\sigma_{0.2}$ が増加し、さらに伸びの著しい増加を伴う現象がみられたことは重要な事実である。

一方、炭素含有量の少ない N15, N3L の試料でも 500°C で生成させたベイナイト組織でこれを 550°C, 600°C と焼もどしするにつれ σ_B は低下の傾向を示すが、 $\sigma_{0.2}$ は増加を見せて相当高い強度を保つ現象が見られた。この間伸びはあまり変化を見せないが 600°C で焼もどした N3L 試料だけは急激な伸びの増加を示して

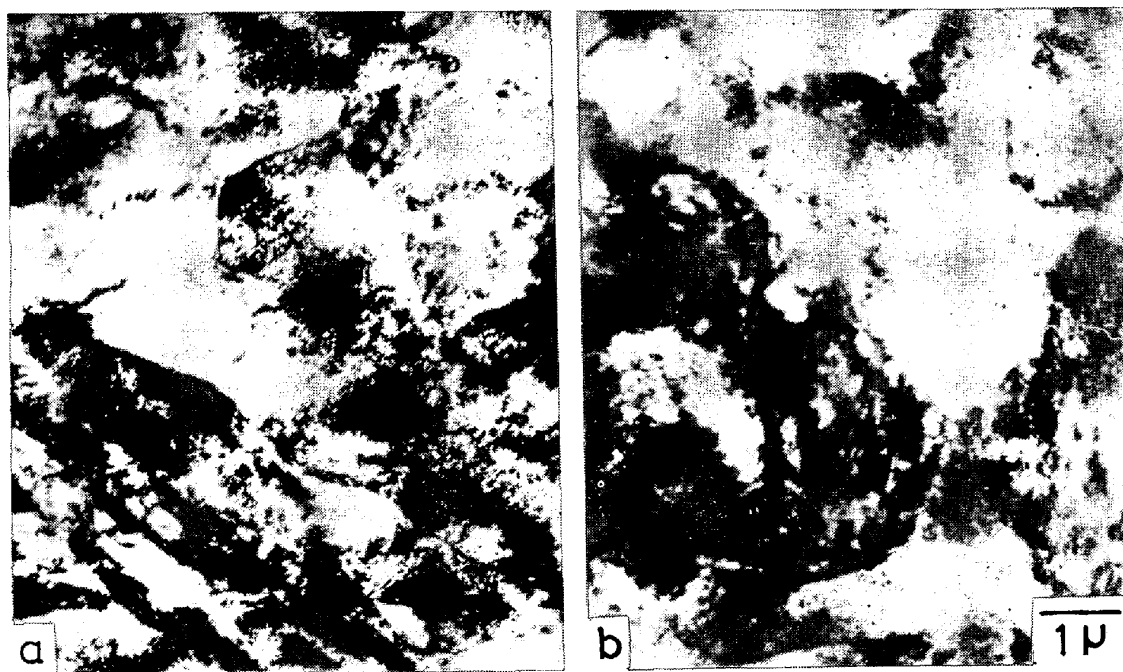
いる。この傾向は炭素含有量が 0.2% である前記 N1, N3 試料の時と一致していて、ここでもとくに Ni 3% の試料で伸びが急激に増加しているのが特長といえよう。

Photo. 9 は中間段階組織の焼もどされた薄膜電顕写真で、ベイナイトのラスあるいは塊状亜粒内に回復現象がはじまり、転位の再配列による複雑な組織になっているのが見られる。ただこの場合 IRVINE と PICKERING¹³⁾ が



Open mark 400°C isothermally transformed. Solid mark 450°C isothermally transformed.
a) as isothermally transformed, b) 550°C 1hr tempered after a), c) 600°C 1hr tempered after a).

Fig. 12. Change of tensile properties of steels with the intermediate structure by tempering process.



a) N3 550°C 1hr tempered after 400°C 24hr isothermally transformed.
b) N3 600°C 1hr tempered after 400°C 24hr isothermally transformed.

Photo. 9. Transmission electron micrographs of tempered intermediate structure.

指摘したようなベイナイトの強化要因の中, 上記転位密度の変化以外は, 特殊炭化物の分散も固溶体中の炭素の挙動変化も電顕観察では明確にできなかった。

IRVINE¹⁴⁾ は低合金鋼のベイナイトを焼もどすと, 転位の移動と固溶体からの炭化物の析出によつて強度が下がるほか, 炭化物の合体粗大化と亜粒の成長などによつて降伏強度が下がるだろうと予測しているが, 焼もどし温

度の影響を明確に述べていない。また BUSH と KELLY¹²⁾ はベイナイト材の焼もどし温度を 700°C にした場合, 強度の低下は転位密度の低下と炭化物の形態の変化によるもので炭化物の数は不変であつたとしている。しかしこれらの鋼には本鋼種の場合のように Ni-Mo の相互作用によると考えられる前述の二次硬化現象はみられなかった。

本実験では転位密度の低下は明瞭に認められるが炭化物の明確な変化は形態においても数量においても認めがたく、またX線測定の結果残留オーステナイト量も焼もどし温度で大差なくほぼ3%以下で一定であることから考えて強度への影響は少なく、例えば特殊炭化物の微細な析出により $\sigma_{0.2}$ が上昇する可能性も考える必要があろう。この場合Cr¹⁵⁾とV¹⁶⁾は含有量が少なく二次硬化に関与することは考えがたい。この種の低合金鋼中のMoは大部分特殊炭化物として状態分析できる¹⁷⁾との報告があり、またIRVINEとPICKERING¹⁸⁾その他多くの報告によりこの種の鋼のMo成分は500~600°Cの焼もどし温度によりMo₂Cの整合析出による強化現象が知られ、Niの存在によつてこれが強化された可能性が強いと考えられる。

本鋼種におけるNiの存在の役割は、上部変態を阻止してより低温の変態組織ないしマルテンサイトの比率を高め、同時に延性附与効果が加わり強度と延性のバランスを向上させると同時に、不完全焼入れないしベイナイト的組織の焼もどし後の降伏比を高めるのに有効であると結論することができよう。この研究に関連して本鋼種の靱性に関して研究を続けており、衝撃試験、延性脆性遷移温度、破壊靱性値と破壊挙動等の問題点については後報¹⁹⁾により討論したい。

4. 結 論

Ni含有量を1~5%に変化させた低炭素系Ni-Cr-Mo-V強靱鋼の変態挙動を調べ、中間段階変態組織と焼入れ焼もどし組織について引張特性と組織の関係を考察し次の結論を得た。

1. 本鋼種の組織は中間段階組織、焼入れ焼もどし組織とも転位密度の高いラス状組織を主とし、熱処理とC、Ni含有量によつて主として炭化物の析出分布状態が変化して機械的性質に影響をおよぼす。この場合、炭素含有量を0.06%と低めることによつても強度と延性の組合せからみた機械的性質をとくに改善することはできない。

2. 本鋼種のような低炭素合金鋼においては1%より5%までNi含有量を増加することによりフェライトおよび中間段階変態組織の生成域を低温長時間側に移行させ、焼入れ性を改善し質量効果を減少させる。

3. 中間段階変態組織は焼入れ焼もどし組織に比べて降

伏強度が著しく低く、引張強さ、延性もともに劣る傾向がある。

4. 本鋼種の中間段階変態組織を適当な温度で焼もどすと転位密度の低下、再配列などにより引張強さを低下する反面降伏強度(耐力)が上昇し、伸び、絞りにも著しい改善がみられる。

5. この種の合金元素を含む材料で完全ベイナイト組織を得る目的で長時間熱処理を行なうことは必ずしも好ましくなく、むしろ連続冷却変態によつて生成させた混合組織の方が優れている。

6. 本鋼種におけるNiの存在意義の一つは、不完全焼入れ時の中間段階変態組織(ベイナイト-マルテンサイト混合組織を含む)においてNiが降伏強度と延性のバランスを向上させること、とくに焼もどしによつてさらにこれらを著しく向上させることにあると考えられる。

文 献

- 1) E. C. BAIN: Trans. ASM, 20(1932), p. 385
- 2) 俵: 鉄と鋼, 23(1937), p. 875
- 3) E. S. DAVENPORT and E. C. BAIN: Trans. Met. Soc. AIME, 90(1930), p. 117
- 4) 鈴木, 下山: 三菱重工技報, 3(1965), p. 279
- 5) M. J. ROBERTS and W. S. OWEN: Trans. ASM, 60(1967), p. 687
- 6) H. H. CHISWIK and A. B. GRENINGER: Trans. ASM, 32(1944), p. 483
- 7) C. L. MAGEE and R. G. DAVIES: Acta Met., 19(1971), p. 345
- 8) 例えば荒木: 鉄鋼材料学(1972), p. 175[丸善]
- 9) F. B. PICKERING: Symposium of Transformation and Hardenability in Steels, Michigan (1967), p. 109
- 10) 大森, 大谷, 邦武: 鉄と鋼, 57(1971), p. 1704
- 11) J. H. HOLLOMON: Trans. ASM, 32(1944), p. 123
- 12) M. E. BUSH and P. M. KELLY: Acta Met., 19(1971), p. 1363
- 13) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: Iron Steel Inst. Spec. Rep. No. 93, p. 126
- 14) K. J. IRVINE: Symposium of Steel-Strengthening Mechanism, Zürich, 1969, p. 55
- 15) 門馬, 石塚: 鉄と鋼, 47(1961), p. 1532
- 16) 西田, 谷野: 日本金属学会誌, 29(1965), p. 728
- 17) 若松: 鉄と鋼, 58(1972), p. 464
- 18) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 194
- 19) 荒木, 辛, 佐川: 鉄と鋼, 投稿予定