

論 文

UDC 621.785.47 : 669.15-194.53-17 : 669.786

共析炭素鋼の延性におよぼす窒素と
オーステナイト結晶粒度の影響*

山 田 凱 朗**

Effect of Nitrogen and Austenite Grain Size on the Ductilities of
Eutectoid Carbon Steels

Yoshiro YAMADA

Synopsis:

This paper presents the results of an investigation performed to determine the effect of free nitrogen (solute nitrogen in matrix) content on the tensile ductilities of as-patented eutectoid carbon steels with reference to the prior austenite grain sizes. The results obtained are as follows.

(1) Reducing the free nitrogen content of as-patented steels improves the tensile ductilities under the condition of constant prior austenite grain size.

(2) The refinement of prior austenite grain size also improves the ductilities of as-patented steels with constant free nitrogen content.

(3) These effects mentioned in (1) and (2) are remarkable for fine pearlitic steels transformed at relatively low temperatures but tend to be less notable as the transformation temperature rises.

These results are discussed in relation to metallurgical structure.

1. 緒 言

ピアノ線材、硬鋼線材などの高炭素鋼線材は、細粒鋼よりも粗粒鋼が望ましいと一般に信じられてきた^{1)~3)}。しかし比較的最近になつて、鋼線の高強度化、太径化などに伴う伸線中の断線頻度の増加や延性の劣化を改善するのに、Al 添加が非常に有効であることが明らかにされ、Al 添加細粒鋼種が大量生産されるようになった^{4)~6)}。例えば MAZZANTI ら⁶⁾は高強度太径鋼線の伸線中の断線は、Al 添加によつて、あるいはパテンティングの加熱温度を低下させることによつてパテンティング材の引張試験による破断絞りを 35~40% 以上にすると防止できるが、絞りが 25% 以下では起こりやすいことを統計的に確認したと述べている。

この場合の Al の効果は、AlN の微細析出物の適量の分散析出によるオーステナイト結晶粒の成長阻止（微細化）作用、 α 鉄中のフリー N（高温で化学的に安定な化合物となつている N 以外の酸可溶 N）減少などに基づく

と思われる。しかし、これら個々の効果がそれぞれの程度有効であるかを詳しく研究した例はほとんどない。

筆者らは高炭素鋼線の伸線中および伸線後の延性改善を最終目的として、N の影響を歪時効の観点から調査し報告した^{7)~9)}。本報告はパテンティング材の延性、特に引張試験による破断絞りにおよぼす N の影響をオーステナイト結晶粒度との関連において調査したもので、単にオーステナイト結晶粒の微細化のみならず、フリー N の減少もパテンティング材の延性向上に有効であることを明らかにした。

2. 供試材と実験方法

供試材は C 0.77%, Si 0.2%, Mn 0.5% を基本組成とし、N 含有量のみを変化させ、その他の不純物は同一レベルになることを目標に 3 チャージ溶製した。主原料は電解鉄で、これに高炭素鉄、珪素鉄合金、マンガン鉄合金を添加して C, Si, Mn 量を調整した。N レベルは溶製炉（高周波真空炉）の N_2 雰囲気気圧によつて調整

* 昭和 49 年 12 月 4 日受付 (Received Dec. 4, 1974)

** (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel Ltd., Wakihamu, Fukiai-ku, Kobe 651)

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Cu	Cr
A-Vac	0.81	0.19	0.51	0.009	0.010	0.002	0.0016	0.0026	0.01	tr
A	0.77	0.20	0.51	0.011	0.010	0.002	0.0074	0.0017	0.01	0.01
A-N	0.75	0.19	0.51	0.008	0.012	0.001	0.0110	0.0012	0.01	0.01
B-Vac	0.75	0.22	0.75	0.003	0.008	<0.010	0.0020	0.0022	—	—

Steel	Mo	As	Sb	Zn	Sn	Nb	V	Ca	Ti
A-Vac	0.01	0.001	<0.0002	<0.001	0.002	0.005	0.006	0.001	0.004
A	0.01	0.004	<0.0002	<0.001	0.003	<0.001	0.006	0.001	0.004
A-N	0.01	0.001	<0.0002	<0.001	0.003	<0.001	0.003	0.002	0.004
B-Vac	—	—	—	—	—	—	—	—	—

した。これらの供試材 (A-Vac, A, A-N) の化学組成を Table 1 に示す。これら以外に、電解鉄を主原料として真空溶製した Mn レベルの比較的高い 1 チャージ (B-Vac) も試験に供した。その化学組成も Table 1 に併記した。なお、各チャージの溶解量はいずれも 90 kg であり、真空溶製炉の真空度は 10^{-2} mmHg のオーダーであつた。

前三者は 110 角ピレットに鍛造後、線径 9.5 mm に熱間圧延し、鉛パテンティング、伸線によつて線径 5.5 mm とした。さらにこれら各チャージの伸線材は伸線歪みを取り去るためパテンティングされ、これらを実験の素材とした。B-Vac 材は鍛造により約 7 mm の線径に仕上げたのち、約 900°C でオーステナイト化し、空气中放冷 (空気パテンティング) して、これを実験の素材とした。各供試材とも Ti, Al などの窒化物形成元素が少なく、N の比較的多い A 材, A-N 材中の N の大部分はフリー N と判断される。A-Vac 材, B-Vac 材はフリー N レベルが低い。

パテンティングは、オーステナイト化加熱条件、変態浴温度 (鉛浴を使用) を変えて行ない、パテンティング後試験片は空冷した。パテンティングのさいのオーステナイト化加熱にはすべて塩浴を用いた。パテンティング材の性質は主に引張試験によつて調査した。その他に光学顕微鏡組織観察、オーステナイト結晶粒度 (焼入焼もどし法による熱処理粒度) とパーライトノジュールサイズの測定、引張破断面の走査型電子顕微鏡による観察などを行ない、N 量や前オーステナイト結晶粒度と引張性質との関連を調査した。なお、引張試験はパテンティング後少なくとも 10 日程度経過後に行なつた。パテンティング材の絞りは、パテンティング直後、特にパテンティング後急冷した場合に、しばしば非常に低い値を示し、10 日程度でしだいに回復して一定値になるためである。熱処理後試験片はすべて Fig. 1 の形状に機械加工し引

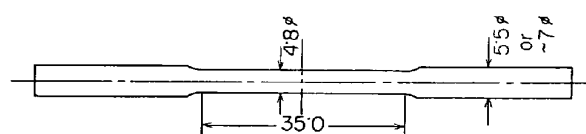


Fig. 1. Tensile test piece used.

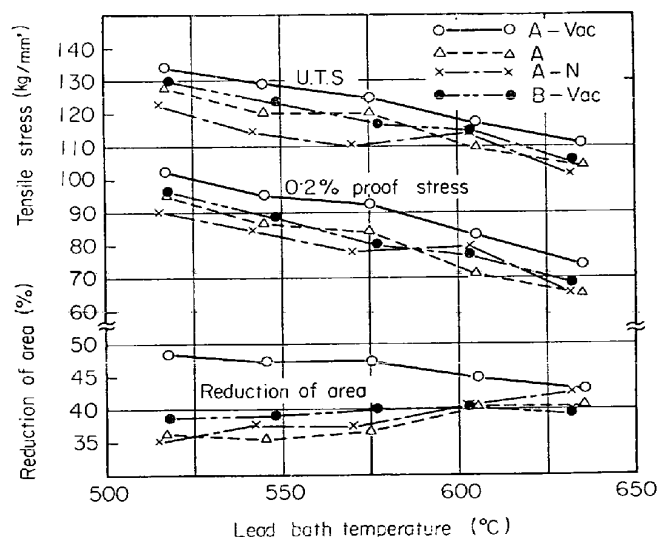


Fig. 2. Tensile properties of specimens patented at various temperatures.

張試験に供した。

3. 実験結果

3.1 変態浴温度と引張性質

Fig. 2 は変態浴 (鉛浴) 温度と変態後の引張性質の関係を示す。この場合のオーステナイト化加熱条件は A-Vac 材と A 材については 920°C, A-N 材については 905°C, B-Vac 材については 910°C で、各々 5 分 min 保持である。そのオーステナイト結晶粒度はそれぞれ順番に No 5, No 5.5, No 6 および No 4 程度である。ここで注目されるのは、630°C 程度の鉛浴温度では試料間の

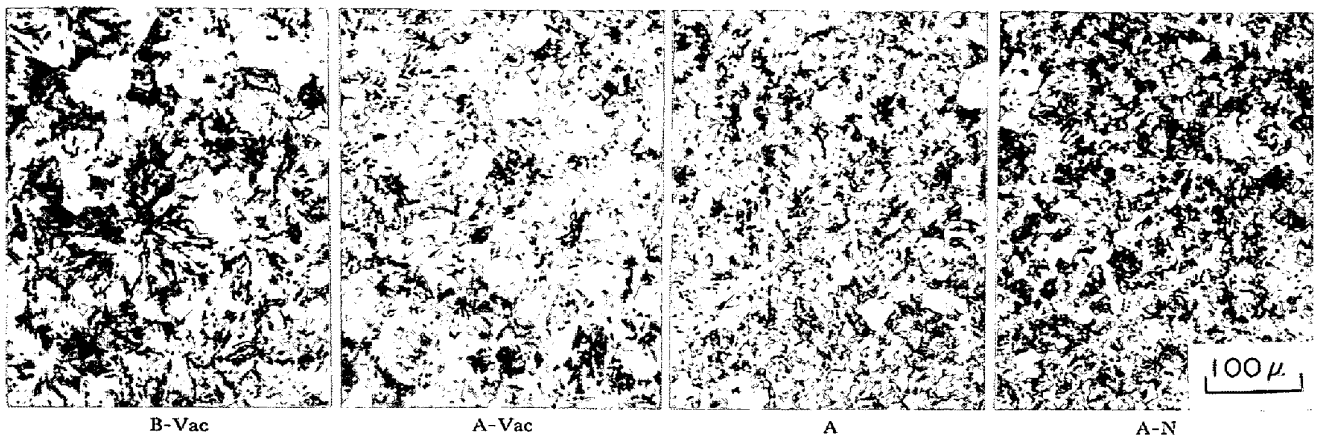


Photo. 1. Optical microstructures of 515 to 520°C lead-patented specimens corresponding to Fig. 2. Nitral etched.

絞りの差が比較的小さく、鉛浴温度が低下するにつれて A-Vac 材の絞りはしだいに大きくなるのに対し、A 材、A-N 材のそれはしだいに低下してきて前者と後二者間の絞りの優劣の差が顕著になることである。これら A-Vac, A および A-N 材の間の化学組成の主たるちがいは C 量と N 量であり、他の組成 (Ni は分析していないが、試料間の差は少ないと考えられる) はほとんど同一レベルにあるので、このような鉛浴温度と絞りの関係の試料間での相違は C と N の効果およびオーステナイト結晶粒度などの組織的要因の効果によると考えられる。一般的に言つて、C 量の増加は引張強さを上げ、逆に伸び、絞りを低下させる。しかし上の三試料間の比較では C 量の高い試料ほど絞りが大となる傾向を示しており、C 量の増加よりもむしろ N 量の減少の方が絞りの増大に対して大きな役割を果したものと判断される。

しかしながら、B-Vac 材は N 含有量が A-Vac 材と同程度低いにもかかわらず、鉛浴温度の比較的低い場合の絞りは A-Vac 材のそれよりかなり悪い。これはオーステナイト結晶粒が粗大であることによると察せられる⁴⁾。

Photo. 1 はこれらパテンティング材の光学顕微鏡組織例である。この組織はナイトール腐食液で現出させたものであるが、ナイトールは鋼の {100} 面の腐食速度が非常に遅く、写真の白い個所は {100} 面になるといわれている¹⁰⁾。HILLERT¹¹⁾ は、パーライトの単位は一本のセメントタイトの幹と連なっているセメントタイトの枝およびそれらを取り囲む α 鉄、の二つの結晶から成っていることを指摘した。このパーライトの単位はパーライトノジュールを指すと考えられ、高橋ら¹²⁾によつてパーライトブロックと呼ばれた、写真の濃淡により区分される組織単位ともほぼ一致すると思われる。その大きさは B-Vac 材がもつとも粗く、A-Vac, A, A-N 材の順に細くな

っている。すなわち、ノジュールサイズと絞りの間には成分組成の異なる試料間では必ずしも一義的な関係が存在しないといえる。

3.2 オーステナイト化加熱温度の影響

Fig. 2 に示したように、フリー N の比較的小さい B-Vac 材の 520~550°C パテンティング後の絞りはほぼ同じ条件でパテンティングした A-Vac 材のそれより約 10% 程度小さい。このような差は両試料のオーステナイト結晶粒度差と関連があると考えられたので、さらにパテンティングのオーステナイト化加熱条件がパテンティング後の引張性質に及ぼす影響について調査した。Fig. 3 は変態用鉛浴温度が 545°C 程度の場合の B-Vac 材と A 材に関する結果であり、Fig. 4 は鉛浴温度が 530°C の場合の A-Vac 材と A 材に関する結果である。いずれの成分鋼においても、加熱温度が低くオーステナイト結晶粒径が細くなるにしたがつて絞りが増す傾向にある。Fig. 3 に示した 845°C・6 min 加熱した B-Vac 材のオーステナイト結晶粒度は No 5 程度であり、これとほぼ同じ粒度を示した Fig. 2 の A-Vac 材と比較すれば、B-Vac 材の延性は A-Vac 材のそれよりむしろやや優れている。

オーステナイト化加熱温度の低下により、ナイトール腐食による光学顕微鏡組織は微細化することが判明した (写真略)。

Fig. 5 は Fig. 2~4 の場合に用いたと同じ素材を種々の温度で 5 min 加熱した時のオーステナイト結晶粒度を測定した結果である。A-Vac 材は A 材および A-N 材より各温度で粗粒傾向にある。

3.3 オーステナイト結晶粒度、破面形態と延性

530~550°C 鉛浴変態した比較的高強度の A-Vac, B-Vac および A 材の引張試験による絞り (Fig. 2~4 のデ

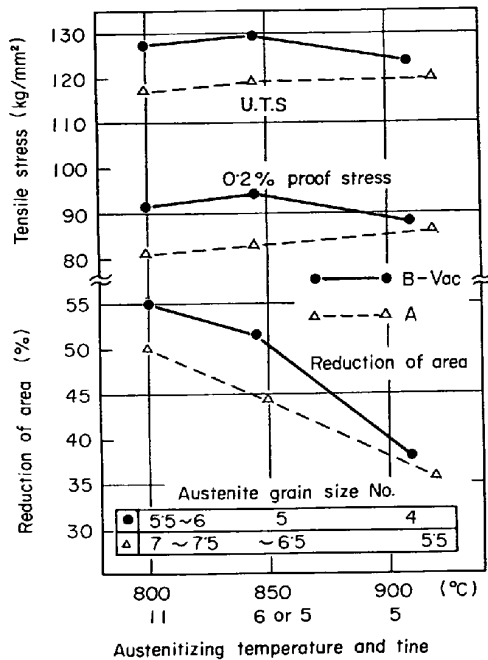


Fig. 3. Effect of the austenitizing condition at patenting on the tensile properties of as-patented specimens B-Vac and A. Lead bath temperature; 543~548°C

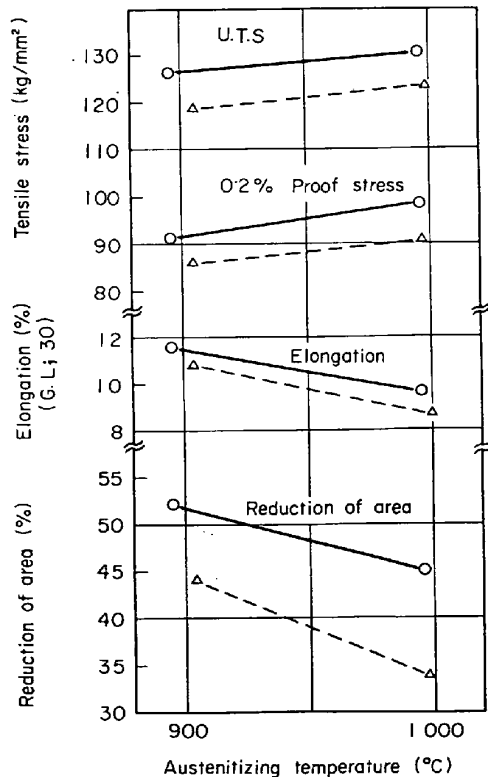


Fig. 4. Effect of austenitizing temperature (each 5 min holding) at patenting on the tensile properties of lead patented specimens A-Vac (O) and A (Δ). Lead bath temperature; 530°C

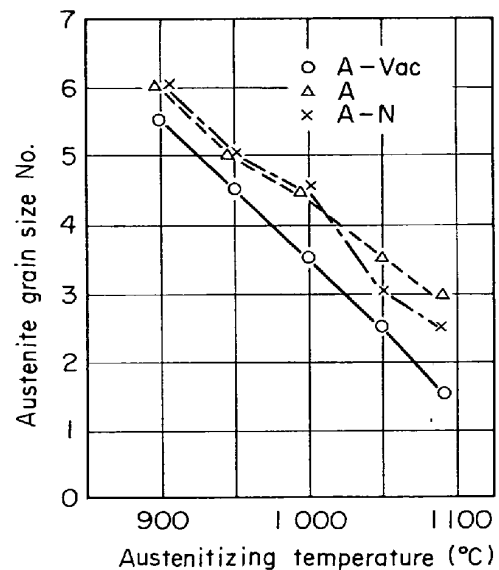


Fig. 5. ASTM austenite grain size number vs. austenitizing temperature (each 5 min holding) relationships on A-Vac, A, and A-N.

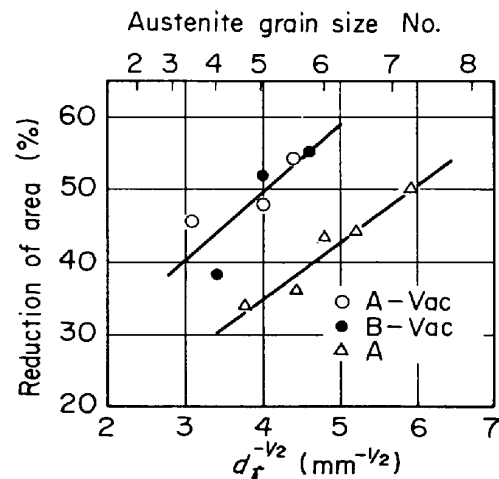


Fig. 6. Reduction of area by tensile test vs. $d_T^{-1/2}$ relationships on 530 to 550°C patented specimens. Where d_T ; prior austenite grain size.

ータ)を前オーステナイト結晶粒径 d_T の $-1/2$ 乗を横軸にとつて整理した。その結果、Fig. 6に示したようにフリーNレベルにしたがつてデータが二本の直線で整理できた。すなわち、A-Vac、B-Vac 材の絞りはほぼ一本の直線に乗り、A材の絞りより約 15% 程度、同一オーステナイト結晶粒度で比較すれば優れている。Fig. 6にプロットしたA材の平均引張強さは約 120 kg/mm²、A-Vac 材と B-Vac 材の平均引張強さは約 128 kg/mm²であり、約 8 kg/mm²の差がある。しかし、引張強さの数 kg/mm²の変動に対する絞りの変動は、Fig. 2に

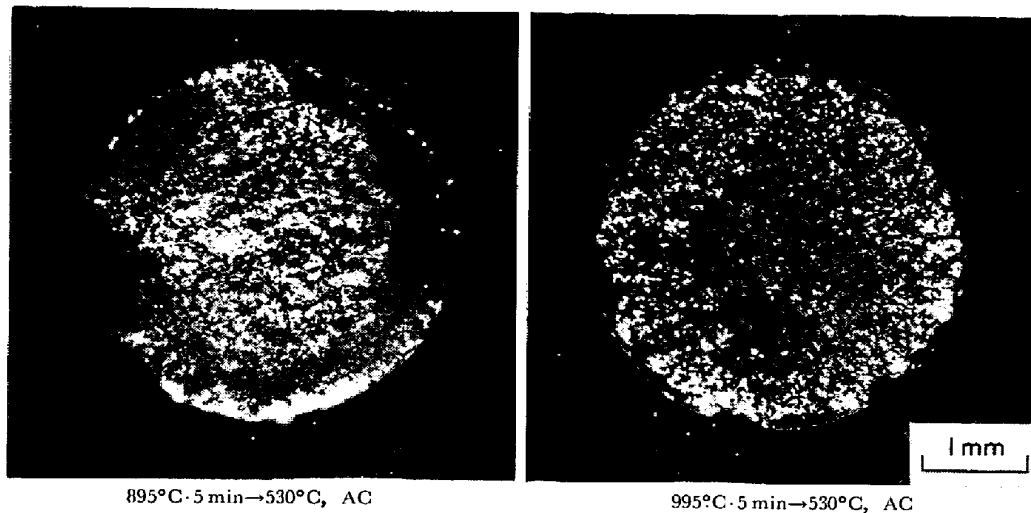


Photo. 2. Fracture appearances of tensile tested specimens A-Vac patented.

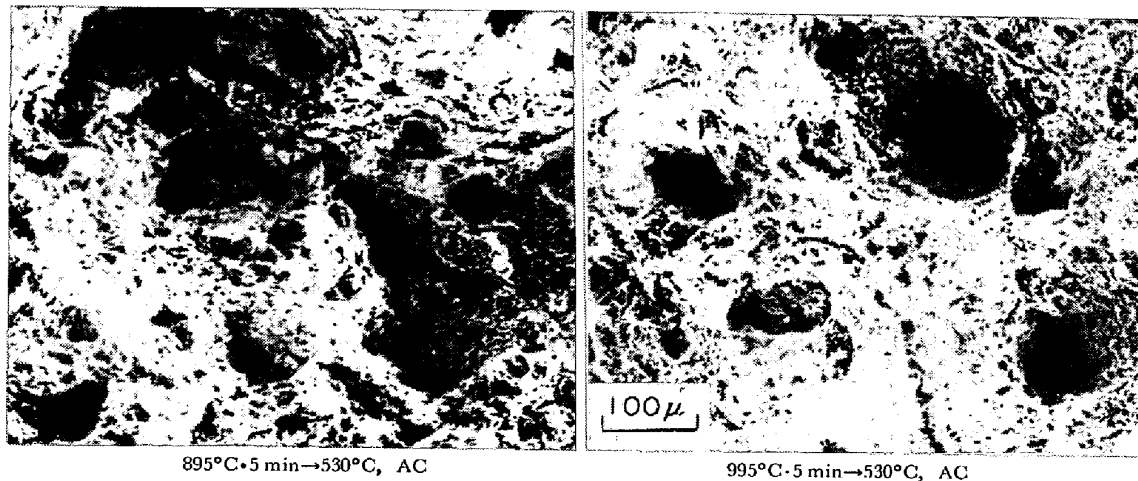


Photo. 3. Typical ductile fracture appearances of patented and tensile tested specimens A-Vac.

示したように、同一成分鋼内では比較的小さいので、引張強さが $120 \sim 130 \text{ kg/mm}^2$ の範囲であれば、同一強度レベルで比較しても A-Vac, B-Vac 両材と A 材間の絞りの差は少なくとも 10% 以上は存在するといえる。

パテンティング材の引張破面には延性破壊領域と脆性破壊領域が肉眼で観察して混在する場合が多い。一般的にオーステナイト結晶粒が大きくなると後者の比率が増加する傾向にある。Photo. 2 はその一例で、 895°C オーステナイト化加熱、パテンティング材の破面には脆性破壊領域が少なく、よく発達した剪断舌 (shear lip) が外周部に観察できる。一方、 995°C 加熱、パテンティング材の破面はその中心部の繊維状延性破壊領域とあまり発達していない外周部の剪断舌の間に比較的広い脆性破壊領域が認められる。Fig. 7 は破面の観察による脆性破面率を縦軸に、オーステナイト結晶粒径の $-1/2$ 乗を横軸に取り、Fig. 6 の引張試験片について整理したものであ

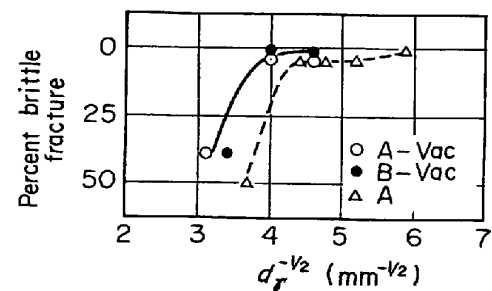


Fig. 7. Fracture appearance of tensile tested steels as a function of $d_T^{-1/2}$. Where d_T ; prior austenite grain size.

る。繊維状破壊領域は走査電子顕微鏡で比較的高倍率で観察すると主としてディンプルパターンを示す。この領域を 100 倍程度の比較的低倍率で観察すると、前オーステナイト結晶粒径あるいはノジュールサイズに相当する程度の大きさの凹凸が観察できる (Photo. 3)。しかし、

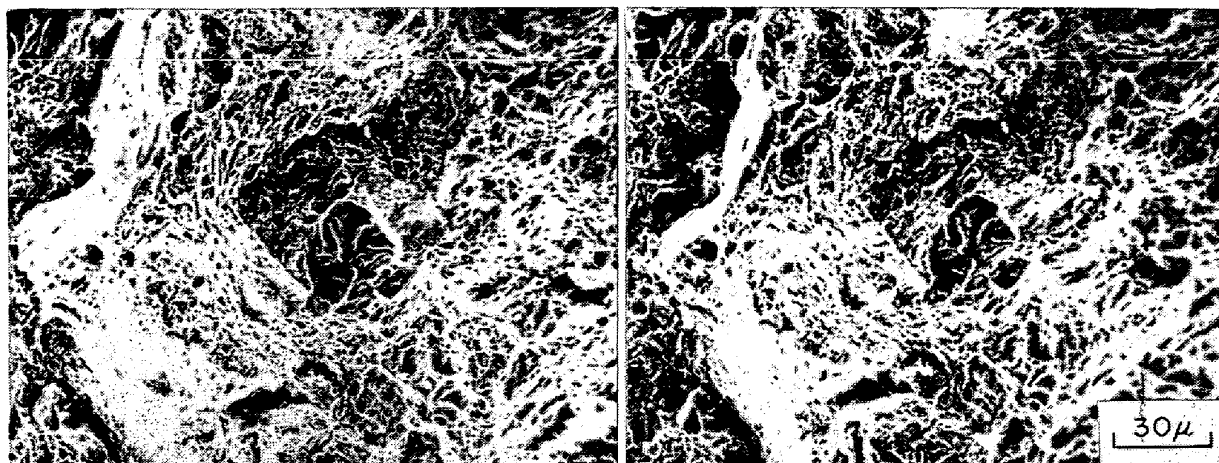


Photo. 4. Stereoscopic photographs by a scanning electron microscope on tensile fractured surface of as-patented A-N. Patenting-condition; 905°C·5 min→515°C Pb, AC

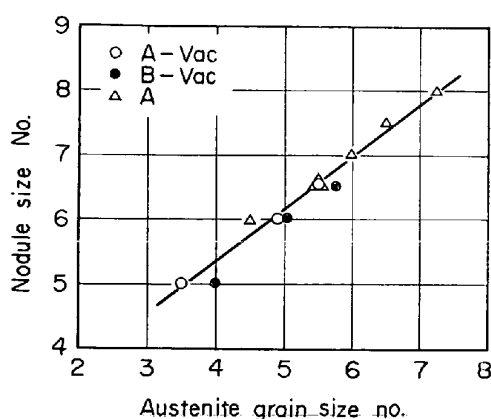


Fig. 8. Relationship between the prior austenite grain size and the pearlite nodule size on 530 to 550°C lead patented steels.

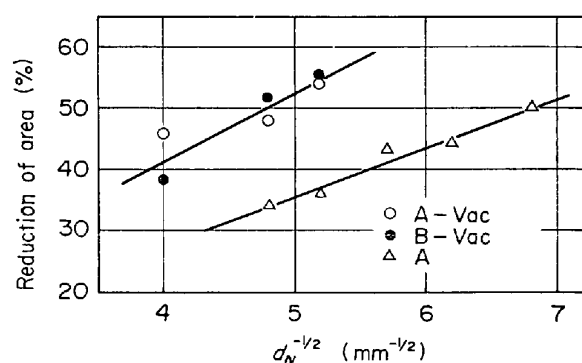


Fig. 9. Reduction of area by tensile test vs. $d_N^{-1/2}$ relationships on 530 to 550°C lead patented specimens. Where d_N ; pearlite nodule size.

このような繊維状破壊領域でも脆性破壊（擬劈開ないし劈開）が混在する場合がある。例えば Photo. 4 は延性破壊領域に囲まれた微小な脆性破壊領域の存在を示す立体写真である。肉眼で脆性破壊と判断される領域では擬劈開ないし劈開が観察され、脆性粒界破壊は観察されなかった。

4. 考 察

4-1 微細パーライト組織鋼の延性について

すでに述べたように A-Vac 材と A 材の間の化学組成の主な相違は N 量であり、A-Vac 材と B-Vac 材は、Mn 量をのぞいて、N 量その他の成分含有量がほぼ同一レベルにあると考えられること、及び A 材の N の大部分はフリー N と判断されることより、A-Vac、B-Vac 両材と A 材の間の絞りの、同一オーステナイト結晶粒度における差 (Fig. 6) はフリー N レベルの差によるものと判断される。

このようなフリー N の延性劣化作用について考察する。まず、高橋ら¹²⁾によつてパーライトブロックと呼ばれた組織単位（ここではパーライトノジュールと称する）とオーステナイト結晶粒度、および延性の関係について調査した。ノジュールサイズ d_N は次のようにして求めた。すなわち、200 倍のナイタル腐食写真よりフェライト粒度標準図との比較でまず粒度番号を求め、それから d_N に換算した。Fig. 8 は Fig. 6 に対応する試料についてオーステナイト結晶粒度とノジュールサイズの間をプロットしたものであるが、ノジュールサイズはフリー N レベルにはほとんど依存せず、オーステナイト結晶粒度によつて決められていることがわかる。Fig. 9 は Fig. 6 の横軸の $d_T^{-1/2}$ の代りに $d_N^{-1/2}$ を横軸にとつて絞りを整理したものであるが、このようにノジュールサイズで整理してもフリー N の絞り劣化作用が存在するといえる。

同一引張強さで比較すれば、フリー N の 50 ppm 程度の

増減による強さへの影響はほとんど無視しうる程度と考えられる¹³⁾ ので、フリーNの比較的少ない A-Vac, B-Vac 材のラメラ間隔はフリーNの比較的多いA材のそれとほぼ等しいと推定される。

パーライトコロニーサイズはオーステナイト結晶粒度にはよらないと横山ら¹⁴⁾、高橋ら¹²⁾は報告している。したがって、オーステナイト結晶粒度による絞りの変化はコロニーサイズによつては説明できない。フリーN量とコロニーサイズとの関係について調査、報告した例はないようであるが、Nレベルの相違による絞りの10~15%の変動 (Fig. 6, Fig. 9) をコロニーサイズによつてすべて説明するのは無理があるように思われる。

以上記したところを要約すれば、一定の前オーステナイト結晶粒度で比較したフリーNの延性劣化作用は、フリーNのノジュールサイズ、コロニーサイズ、ラメラ間隔などの組織への影響を通して現れたものではないと判断ないし推測される。

次に引張破面について考察する。Fig. 7 に示したように、前オーステナイト結晶粒粗大化は引張破断面の脆性破面率を増加する傾向にある。換言すれば、破面遷移温度¹⁵⁾を上昇させる傾向にある。A-Vac, B-Vac 両材に比較してA材は、すなわちフリーNの増大は脆性破面率—粒度曲線 (Fig. 7) をやや細粒側に寄らせる効果があるものの、このようなフリーNの効果は比較的小さい。Fig. 6~9 に整理したデータは、しかし、Fig. 7 から判るように実質的にほぼ延性破壊した試験片に関するものが多い。このような点からいつて、フリーNは引張試験による破面遷移温度をやや高くする効果があるものの、むしろ延性破壊領域での絞り、あるいは破壊エネルギーを低下させる効果が大きいといえる。

0.5% 程度の Mn を含有する高炭素鋼中のフリーNは、パテンティング後室温で2~3 カ月時効しても、次の冷間加工中に分解、再固溶しないような安定な窒化物とはなり難いことをすでに報告した⁹⁾。また、Mn との共存下で α 鉄中のNの溶解度が非常に大きくなり、同時に鉄窒化物の析出速度が非常に小さくなると言われており¹⁶⁾¹⁷⁾、これらの現象を考えあわせると、本報告に用いたA材中のフリーNはほとんど固溶したままか、あるいは転位や、フェライトとセメンタイトの界面に一部偏析していたものと推定される。したがって、固溶しているあるいは偏析しているフリーNが延性を劣化させているものと推定される。

4.2 変態浴温度と延性

Fig. 2 に示されているように、比較的低温で変態した材料の延性が前オーステナイト結晶粒度やフリーN量の

変動に対して大きく影響されるのに対し、630°C 程度の比較的高温の鉛浴中で変態した材料の延性はそれほど大きくは影響されない。

パーライトの塑性変形様式の一つはキンクバンドあるいはコロニーを横切る剪断帯 (shear band) の形成であり^{18)~20)}、 α 鉄の剪断によつて層状セメンタイトが分断され、これが微視的クラックとなる。この場合にパーライト層間隔が大であると層状セメンタイト自体も厚く、セメンタイトの弾性変形能あるいは塑性変形能が低下し、かつ、微視的クラック (ほぼセメンタイトの厚さ程度と考えられる) も大となる。変態温度が高くなるほど延性のフリーNレベル感受性が小さくなるのはセメンタイトの破壊が延性に対して重要な役割を演ずるためであり、変態温度の低下とともに延性のフリーNレベル感受性が大となるのは逆に α 鉄自体の延性が比較的重要な役割を演ずるためであると推察される。

パーライト変態温度と引張強さ、絞りおよび切欠衝撃靱性値などの関係はすでに Stout ら²¹⁾²²⁾、および RINEBOLT²³⁾によつて研究されている。0.2% 耐力、引張強さなどはパーライト変態温度の上昇とともに研究者にかかわらず、例外なく連続的に低下しており、主としてパーライト層間隔により決められる。しかし、絞りは変態浴温度が本研究と同様の約510°C から630°C の範囲では、変態温度とともにしだいに大きくなるという Stout らによる結果と、逆に変態温度とともにしだいに小さくなるという RINEBOLT による結果があり、論争されたいきさつがある。Stout らの用いた材料は Al が特に添加されていない市販材であるのに対し、RINEBOLT の用いた材料は Al 添加鋼種である。したがって、前者は比較的自由Nが多くかつ粗粒であり、後者は AlN 形成のため比較的自由Nが少なく、かつ細粒であつたと推察され、これらが Stout らと RINEBOLT の絞りの傾向のちがいをもたらした要因であろう。

市販高炭素鋼線中のトータルNは0.004~0.007% 程度であるが、鋼中 Al 添加によつてこれらトータルNの大部分を AlN として固定できる²⁴⁾。近年我国で大量生産されるようになったこの種 Al 添加細粒鋼のパテンティング後の延性が従来の粗粒鋼のそれより優れているのは、以上記したところにより、単にオーステナイト結晶粒の微細化のみならず、フリーNの減少にもよつているといえる。

5. 結 論

フリーNレベルと前オーステナイト結晶粒度がパテンティング材の性質、特に引張による破壊延性 (絞り) にお

よぼす影響を調査し次のような結果を得た。

(1) 前オーステナイト結晶粒度を一定にして比較するとフリーN含有量の低下は延性を向上させる。

(2) フリーNレベルを一定にして比較すれば、前オーステナイト結晶粒の微細化は延性を向上させる。

(3) (1), (2) に述べたフリーN含有量, 前オーステナイト結晶粒の延性におよぼす効果は比較的低温で変態した微細パーライト組織の場合に特に顕著であるが, 変態温度が高くなるとともにしだいにそれらの効果は小さくなる。

(4) 引張破断面の破面観察, 組織観察などを行ない上の結果について考察した。

本研究に対し終始御鞭撻いただいた(株)神戸製鋼所中央研究所藤田達博士, 走査電顕観察に特に御尽力いただいた同, 近藤亘生氏に対し深甚なる謝意を表します。

文 献

- 1) 川上, 吉野: 鉄と鋼, 29 (1943), p. 766
- 2) 菖蒲: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 956
- 3) 鳥取, 阿部, 杉浦, 山本: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 1100
- 4) 土井: 第17回西山記念技術講座テキスト, p. 141
- 5) N. YAMAKOSHI, NAKAMURA, and T. KANEDA: Wire J., (1972) Oct., p. 36
- 6) M. MAZZANTI, and R. PASSERI: Metallurgia Ital., (1967) n. 6, p. 445
- 7) 藤田, 山田, 川上: 神鋼技報, 23 (1973) 3, p. 44
- 8) 山田: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1624
- 9) 山田: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 119
- 10) A. HULTGREN, A. JOSEFSSON, E. KULA, and G. LAGERBERG: Jernkontrets Ann., 142 (1958), p. 165
- 11) M. HILLERT: Decomposition of Austenite by Diffusional Process, Interscience Publishers, (1962), p. 197
- 12) 高橋, 南雲, 浅野: 鉄鋼基礎共同研究会強度と靱性部会, 鋼の微視組織と強度・靱性 (1974), p. 1
- 13) 例えば, F. B. PICKERING: 鋼の強靱性, (1972), p. 9
- 14) 木下, 横山: 鉄と鋼, 58 (1972), S 440
- 15) G. T. HAHN, W. S. OWEN, B. AVERBACH, and M. COHEN: Welding J., 38 (1959), p. 367 S
- 16) J. F. ENRIETTE: Trans. AIME, 224 (1962), p. 43
- 17) T. GLADMAN and F. B. PICKERING: JISI, 203 (1965), p. 1212
- 18) J. T. BARNBY and M. R. JOHNSON: Metal Sci. J., 3 (1969), p. 155
- 19) L. E. MILLER and G. C. SMITH: JISI, 208 (1970), p. 998
- 20) J. J. Pepe: Met. Trans., 4 (1973), p. 2455
- 21) J. H. GROSS and R. D. STOUT: Welding J., 30 (1951), p. 481 S
- 22) J. H. GROSS and R. D. STOUT: ibid., 34 (1955), p. 117 S
- 23) J. A. RINEBOLT: Trans. ASM, 45 (1954), p. 1527
- 24) 山腰, 中村, 金田: 神戸製鋼技報 R & D, 23 (1973) 3, p. 20