

これに対し Zr 0.5% 以上で ZrS_2 の共存している No. 791, 792 では縦方向の衝撃値も大きく、かつ横方向の値も非常によくなつて、縦横の差が少なくなつた。また実用鋼の例に比べてもはるかに良いことがわかる。以上のごとく添加による影響は顕著であつて、①硫化物の形状②高温脆性、③加工による硫化物の変形、④材料の縦横方向の靱性、などの諸問題の何れに対しても良い結果を与えることがわかつた。

VIII. 総 括

Zr 添加試験の前迄をまとめると、(1) 酸素の存在は鋼中硫化物の加工による変形を少なくする傾向がある。(2) Al, Si などの脱酸剤元素の過剰の存在は硫化物を非常に変形し易く、伸び易くする。(3) 鋼中 Mn/S 比の増大、すなわち純粋な MnS になる程加工による変形が大になる傾向がある。MnS に FeS あるいは (Fe, Mn)O が共存または固溶する時はこの傾向を押える。(4) Mn/S 比の低い材料では高温脆性によつて割れを生ずる恐れがある。(5) 変形した硫化物をもつた材料の縦横方向の靱性の差は大きく、横方向で非常に劣化しているなどであつて、このうち、(1)の酸素の問題は製鋼作業上、健全な鋼塊をつくるためには適度の脱酸を行

なう必要があるので実際問題としては酸素含有量をむやみに増すことは出来ない。また、酸素の増加により必然的に酸化物系介在物が増加するので、これが切削性、材質などに良い影響を与えることは期待できない。

次に(2)以下の問題はそれぞれ Al, Si などの使用量、Mn/S 比の調整などに留意するとともに Zr を使用することによつてさらに良い方向に解決できることが、上述の実験結果によつて示された。すなわち Zr は Al, Si などと同様に脱酸剤として使用出来ること、Zr の硫化物はほとんど粘性変形しないこと、Zr の硫化物は高融点であることなどの特性を利用して Mn の一部を Zr で置換して用いることによつて効果があることがわかつた。

終りに臨み、本研究の遂行に終始熱心なる御指導および御鞭達をいただいた大同製鋼研究所長、浅田千秋博士および化学冶金研究課長、相山太郎氏に深く感謝の意を表わすとともに種々の実験に御協力いただいた研究所の諸氏にお礼申し上げます。(昭和36年10月寄稿)

文 献

- 1) VAN VLACK: Trans. Amer. Soc. Metals, 45 (1953), 741

中炭素鋼の高温延性と窒化アルミの形態*

(鋼中の窒化アルミの研究—II)

長 谷 部 茂 雄**

High-Temperature Ductility and Morphology of Aluminum Nitride in Medium-Carbon Steel.

(Study on aluminum nitride in steel—II)

Synopsis:

Shigeo HASEBE

The effect of aluminum nitride (AlN) precipitates on the high-temperature ductility of medium-carbon steel was investigated. Small tensile test pieces (Fig. 1) were made from the steels containing different amounts of aluminum and nitrogen (Table 1 and 2), and were drawn at 500~1000°C.

At first, tensile test pieces were made from the 50kg ingots as cast and were drawn without preheat-treatment.

1) The high-temperature ductility of medium-carbon steels as cast was decreased extremely by the addition of aluminum (Fig. 2 and 3). The steel containing about 0.05% acid-soluble aluminum had the lowest ductility, which was reduced from half to one-fourth of the ductility of the steel containing no aluminum. This phenomenon seemed to be on account

* 昭和 35 年 10 月本会講演大会にて発表 ** 住友金属工業株式会社中央技術研究所

that the small AlN particles precipitated dispersedly and pearlite obstruct to deform uniformly, and consequently the rupture proceeded along the line of AlN particles precipitated at the grain-boundary of austenite.

2) The steels containing more than 0.05% acid-soluble aluminum had higher ductility (Fig. 2 and 3). This phenomenon seemed to be due to the fact that the more the aluminum content, the higher the precipitation temperature of AlN became, and consequently the large AlN particles precipitated at wider intervals.

Next, the effect of AlN precipitates on the high temperature ductility during cooling after the solution-treatment of AlN precipitates was investigated. The tensile test pieces as cast were heated for 30mn at 1350°C in order to dissolve AlN precipitates. Some of them were cooled slowly (cooling rate 150°C/h) and some rapidly from 1350°C to 1000~500°C, and then drawn.

3) The ductility in austenite (above 800°C) during slow-cooling from 1350°C did not decrease by the addition of aluminum (Fig. 6). This phenomenon seemed to be due to the fact that the AlN particles precipitated during slow-cooling from 1350°C are large and at wide intervals.

4) The ductility in ferrite and pearlite (below 700°C) during slow-cooling from 1350°C decreased by the addition of aluminum (Fig. 6). This phenomenon seemed to be due to the fact that the rupture started from the line of AlN particles precipitated at the center of ferrite-net and proceeds along it.

5) The steel containing about 0.05% acid-soluble aluminum had the lowest ductility below 700°C and the steels containing more than 0.05% acid-soluble aluminum had higher ductility (Fig. 6). This phenomenon seemed to be due to the fact that the more the aluminum content, the higher the precipitation temperature of AlN becomes and the cylindrical AlN particles precipitated at wider intervals, and consequently the brittle rupture became difficult to occur.

6) The ductility during rapid-cooling from 1350°C was decreased by the addition of aluminum. This phenomenon seemed to be dependent on the fact for the line of small AlN particles precipitated along the austenite grain-boundary during cooling.

Next, with the tensile test pieces made from the forged steel, the effect of AlN precipitates on the high-temperature ductility during cooling after solution-treatment was investigated.

7) The ductility during cooling of the forged steels was also influenced by the addition of aluminum like the ductility of the steels as cast.

Finally, the mechanism of panel cracking found in medium-carbon steel ingot was considered.

8) Presumably there was a relation between the phenomenon that the panel cracking of medium-carbon steel ingot was increased by the addition of aluminum and the experiment resulted in that the ductility at high temperature was decreased by the addition of aluminum.

I. 結 言

前報¹⁾では鋼中の窒化アルミ (AlN) を直接に電子顕微鏡によって観察し、鋼中に析出する AlN の形状や分布について報告したが、観察結果の中には、鋼の性質におよぼす AlN の影響を知る重要なヒントがいくつか含まれているように思われる。

すなわちオーステナイトの粒界に連らなつて析出した AlN がオーステナイトおよびフェライト域の強度に悪い影響をおよぼしはしないかということである。さらに、AlN の大きさあるいは量の相異がオーステナイト粒の成長性にそれぞれ違つた影響をおよぼさないかということが考えられる。本報および次報でのべる諸研究は、いずれもこのような考察から出発したものである。

1957 年に K. J. IRVINE および F. B. PICKERING²⁾ は、中炭素鋼の鋼塊に特有な縦割れが Al の添加によって増加することを認め、これは網状のフェライト中に析出した AlN かあるいは硫化物が、割れの発生起点となるためであろうと推察している。脱酸とオーステナイト粒を調整するために Al が使用されるようになってから、Al 添加によって鋼塊割れが増加することは製鋼工場の大きな問題の一つであつた。前報¹⁾で鋼塊中の AlN を調査したのも、K. J. IRVINE ら²⁾のこのような析出物を見出しうるかいないかが動機であつた。

よつて本報では、鋼塊の縦割れの原因を解明する目的で、中炭素鋼の鋼塊から削り出したままの試料、および鑄造材、鍛造材の固溶処理後徐冷および空冷したものについて高温引張試験を行なつて、高温延性におよぼす

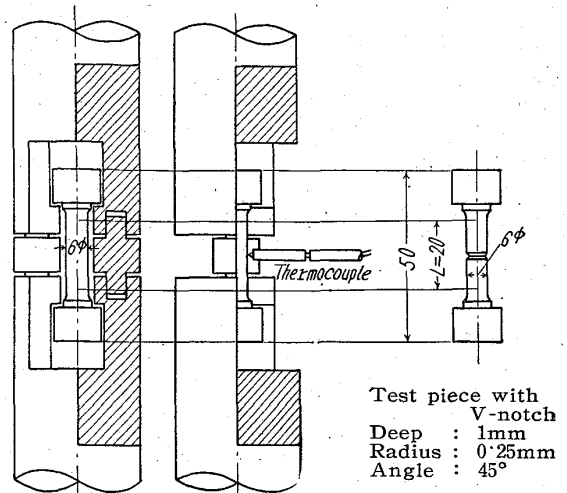
AIN の析出形態の影響を検討した。

中炭素鋼塊の割れについては、最近 S. C. DESAI³⁾ および B. L. BIGGS⁴⁾ の報告があり、かれらはともに 600~700°C での引張試験の延性の低下が鋼塊割れの現象と関係があるとしているが、測定値の変動が大きく、とくに 800°C での結果は両者で非常に相異している。B. L. BIGGS⁴⁾ は Al 添加による鋼塊割れの増加は、フェライトの強度の低下によるものか、あるいは K. J. IRVINE⁵⁾ ら⁶⁾ とおなじく AIN の析出によるものではないかとしている。また谷口、栗山および井上⁷⁾ はエステル・ハロゲン法による AIN の分析値を示して、割れは AIN の析出によるものであろうとしている。これらの報告はいずれも製鋼工場の実績を示している点で貴重であるが、AIN の影響についてはまったく推察の域を出ていない。

II. 実験方法

1) 高温引張試験装置

引張試験片は径 6mm、伸び標点距離 20mm、全長 50mm の小試験片であり、平滑試験片と V ノッチをつけた切欠試験片の 2 種をもちいた。Fig. 1 は引張試験片を保持具にとりつけた状況を示したものである。引張試験機に加熱炉をとりつけ、炉の中にその保持具を挿入し、別の前熱処理炉からとり出した高温の試験片をすばやくとりつけることができるようにしてある。試験温度は 500~1000°C、引張速度は 50mm/mn の定速で行なつた。前熱処理炉は試験片に 1350°C の固溶処理を加えたのち、所定の速度で冷却処理を行なうための加熱炉である。酸化防止のため Ar ガスを流した。



Test piece without notch and its holder for tension test
 Fig. 1. The shape of tensile test pieces and their holder for tensile test at high temperature.
 (Drawing speed 50mm/mn)

2) 供試材

Table 1 および 2 に供試材の化学成分を示す。C 0.45%、Si 0.30% および Mn 0.80% の中炭素鋼である。いずれも高周波炉で溶製した 50kg 鋼塊であり、Al を 5kg/t まで加えている。Table 2 の試料は、窒化マンガンを添加して N を 0.012~0.019% 含有させたものである。

前報¹⁾でのべたように鋼塊の内部と表面層では AIN の析出状態がかなり異なるので、表面層を十分削除し、鑄造のままの鋼塊から引張試験片を切り出した。

Table 1 の試料 [a] および [c]、ならびに Table 2 の

Table 1. Chemical composition of 50kg steel ingots used for study (melted in the high-frequency induction furnace and as cast)

Sample	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Acid-soluble Al%	Total N%	N as AlN%
a	0.45	0.32	0.80	0.015	0.021	0.001	0.008	0.001
b	0.48	0.32	0.73	0.013	0.023	0.013	0.007	0.003
c	0.45	0.33	0.80	0.017	0.021	0.054	0.006	0.005
d	0.45	0.33	0.75	0.014	0.020	0.130	0.009	0.006
e	0.47	0.29	0.82	0.012	0.021	0.310	0.010	0.006

Table 2. Chemical composition of 50kg steel ingots used for study (melted in the high-frequency induction furnace, as cast and containing higher nitrogen content)

Sample	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Acid-soluble Al%	Total N%	N as AlN %
A	0.49	0.24	0.75	0.014	0.020	0.002	0.012	0.001
B	0.47	0.30	0.75	0.014	0.020	0.015	0.017	0.008
C	0.46	0.28	0.68	0.013	0.022	0.049	0.019	0.013
D	0.48	0.31	0.81	0.013	0.022	0.125	0.018	0.012
E	0.47	0.38	0.81	0.011	0.019	0.280	0.018	0.015

試料[A]および[C]の一部は径 25mm の丸棒にも鍛造し、これより引張試験片を採取した。

III. 鑄造材の高温延性と AlN の形態

1) 前熱処理

鑄造のままの鋼塊から削り出した引張試験片を、前熱処理を加えないで、そのままに 500~1000°C で引張試験した。

2) 高温引張試験結果

Table 1 の試料の平滑試験片による絞りの変化を Fig. 2 に示す。引張強さには Al 添加の影響はほとんどみられないが、伸びおよび絞りは Al 添加によつていちじるしく減少している。このような Al 添加による延性の低下は 500°C ですでに認められ、600°C 以上では一層明瞭となる。750°C 以上では酸可溶の Al 0.054% の試料 [c] が最も低い延性を示し、酸可溶の Al がそれよりも少ない試料、あるいは逆に多い試料では高い延性を示している。切欠試験片による結果も平滑試験片による結果とおなじ傾向であるが、酸可溶の Al 量の影響は平滑試験片の場合のように明瞭にはあらわれない。

Table 2 の N の多い試料の平滑試験片による絞りの変化を Fig. 3 に示す。伸びおよび絞りとともに、Al を含

有しない試料[A]が最高で、酸可溶の Al 0.049% の試料[C]が最低で前者の 1/3~1/4 に当り、N の少ない場合 (Fig. 2) よりも延性の低下は大きい。

3) 電子顕微鏡による観察結果

高温引張試験を行なったのち急冷した引張試験片の破断部の近傍における AlN の析出状態を電子顕微鏡によつて観察した。

Photo. 1 は試料 [c] ならびに [C] からカーボンレプリカ膜上に抽出された AlN である。前報りにおいて、中炭素鋼塊で、オーステナイトの粒界に析出したと思われる微細な AlN の析出線を網状フェライトの中央部に認めしたが、この場合の引張試験片から抽出された AlN もそれとおなじく微細であり、線状に連らなつている。試料 [c] にみられる AlN は試料 [C] のものよりも微細であるが、後者でもその長さは 0.02~0.1 μ である。Al 量が多くなると、AlN は大型のものが析出し、微細なもの数が減少してくる。

なお引張試験を行なったのち急冷した試料について、エステル・ハロゲン法による AlN の分析を行なったが引張試験時の高温加熱時間が短かいため、AlN の分析値は鑄造のままの試料とほとんど変らなかつた。

4) 考察

Al を添加した試料には AlN が連らなつて析出した析出線と、分散して析出した微細な AlN とが認められるが、前者は凝固後の冷却中に一次オーステナイトの粒界に、後者はフェライトの粒界あるいは亜粒界に、すでに析出していたものと思われる。分散して析出している AlN が変形を阻止する効果も加わつて、AlN の析出線に沿つて、非常に変形が少なくて破断するものと考えられる。

引張試験速度は 50mm/mn であり、試験片は短時間で破断されるが、高温変形が微細な AlN の析出を促進して、基質の変形を阻止することが考えられる。変形が析出を促進する現象は、試験片の破断面の近くにおいて起るものであろうから、引張試験の前後における AlN の分析値にはあらわれなかつたものと思われる。

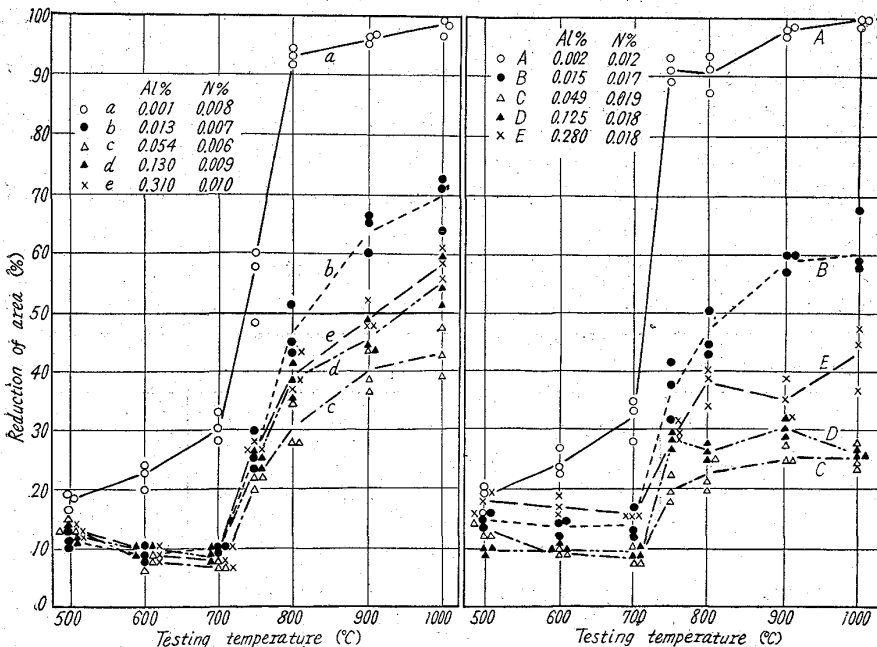
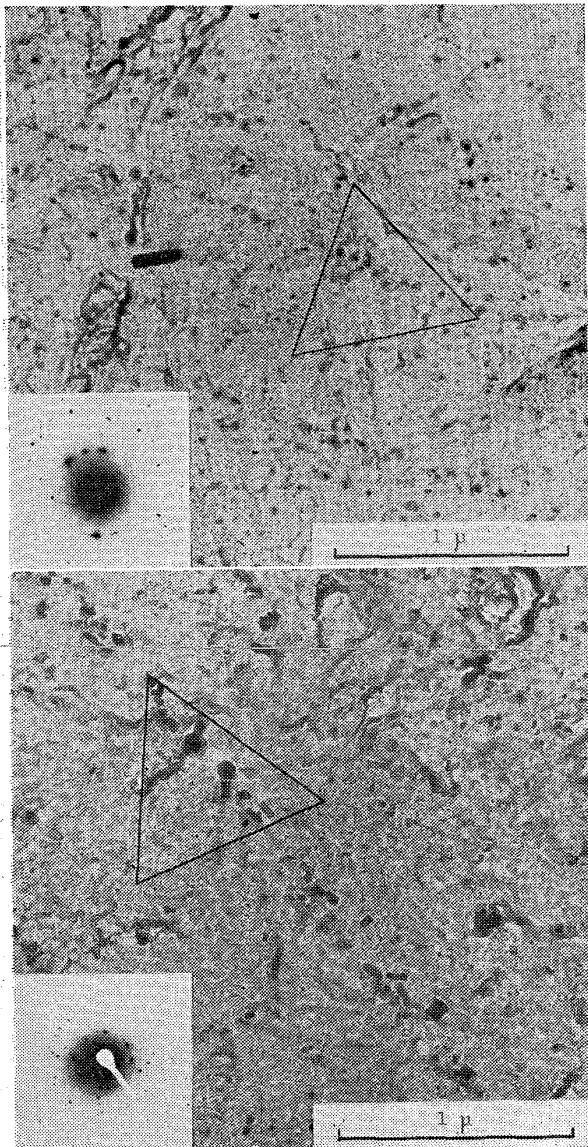


Fig. 2. The effect of aluminum content on the high-temperature ductility of the steels as shown in Table 1

Test pieces without notch were made from the 50 kg ingots as cast and drawn without preheat-treatment.

Fig. 3. The effect of aluminum content on the high-temperature ductility of the steels shown in Table 2

Test pieces without notch were made from the 50 kg ingots as cast and drawn without preheat-treatment.

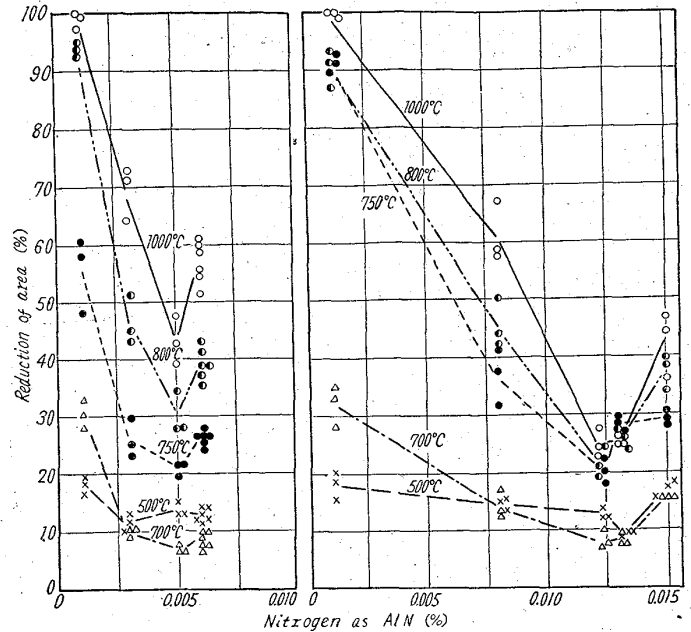


Upper (a) Sample c shown in Table 1
Lower (b) Sample C shown in Table 2

Photo. 1. The lines of small aluminum nitride (AlN) precipitates extracted by carbon replica from the tensile test pieces without notch, which were made from the 50kg ingots as cast and drawn at 1000°C without preheat-treatment.

Fig. 4 は高温引張試験における絞りとエステル・ハロゲン法による AlN 量の関係を示すもので、酸可溶の Al の場合と同様に、N の少ない試料では N(AlN) 0.005% に、N の多い試料では N(AlN) 0.012% に高温延性の最低値がある。このように AlN 量の影響は N の少ない場合と多い場合とで異なっており、N の少ない場合の方が高温延性の低下におよぼす影響が大きいことが知られる。

このように酸可溶の Al および AlN のある量で高温



Left : from Table 1 and Fig. 2.

Right : from Table 2 and Fig. 3.

Fig. 4. The effect of aluminum nitride (AlN) content on the high temperature ductility of the steels shown in Table 1 and 2.

Test pieces without notch were made from the 50kg ingots as cast and drawn without preheat-treatment.

延性に最低値がみられるのは、AlN の析出形態の相異によるものと思われる。Al および N の多い試料ほど析出する AlN の量は増すが、その形が大きく、析出間隔が広がっている。これは Al および N の多い試料ほど AlN の析出温度が高く、析出した AlN の成長や凝集がおりやすいためであろう。したがって高温延性を最低にする酸可溶の Al あるいは AlN の量は、Al および N 量のほか冷却速度によっても変化するものと考えられる。

一方、硫化物型の介在物の分布が鋳鋼の高温割れに影響をおよぼすことが知られており、J. M. MIDDLETON および H. T. PROTHROBE⁶⁾ は低炭素鋳鋼の高温割れが Al 0.025~0.05% の添加で増加し、さらに多く Al を添加すると、逆に割れにくくなることを示している。かれらは、その原因は硫化物型介在物の分布状態の変化にあるとのべているが、W. J. PHILLIPS⁷⁾、C. E. SIMS、H. A. SALLER および F. W. BOULGER⁸⁾、さらに沖⁹⁾ もおなじような結果を報告している。しかしながらこのような現象は S 量が 0.03% 以上にらなければはつきりあらわれない。供試材の S 量は Table 1 および 2 に示したように、硫化物の分布が問題となるほど多くはなく、網状の分布を示す硫化物はみられない。したがって、本報の高温延性の低下には硫化物の分布形態の影響が加わっているとは考えられない。

IV. 固溶処理後徐冷中の高温延性と AIN の形態

1) 前熱処理

鑄造のままの鋼塊から削り出した引張試験片を、Ar ガスを流した 1350°C の前熱処理炉に入れ 30mn 保持したのち、150°C/h の速度で徐冷し、徐冷中にすばやく引張試験機にとりつけた炉（あらかじめ所定の温度に加熱してある）に移して引張試験を行なった。この間 3 mn を要した。

2) 高温引張試験結果

Table 1 の試料の平滑試験片による絞りの変化を Fig. 5 に示す。前節でみられたような Al 添加による延性の低下は、800°C 以上の高温では認められない。700°C 以下では酸可溶の Al の影響が明瞭にあらわれ、酸可溶の Al 0.054% の試料 [c] がもつとも低い延性を示す。なお試料 [c] の延性は 600~650°C でとくに低い。Table 2 の N の多い試料の場合にもまったくおなじ傾向がみられる。引張強さは 700°C 以下における延性の

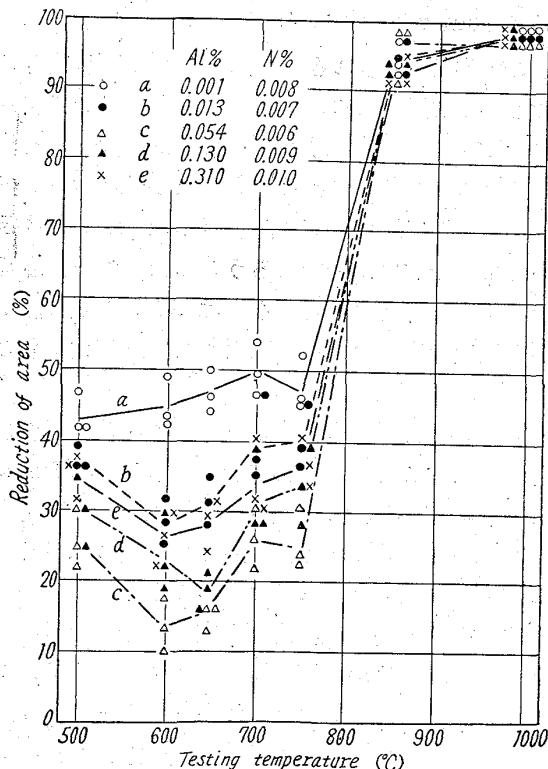


Fig. 5. The effect of aluminum content on the high-temperature ductility of the steels shown in Table 1.

Test pieces without notch were made from the 50 kg ingots as cast, heated for 30mn at 1350°C in order to solve aluminum nitride, cooled slowly (cooling rate 150°C/h) to 1000~500°C and then drawn.

低下に対応してわずかに低下している。

Photo. 2 には破断面の顕微鏡組織を示したが、延性の低下は網状フェライトに沿って脆く破断したものであることがわかる。

3) 電子顕微鏡による観察結果

Photo. 3 に試料 [C] の 850°C の引張試験片から抽出された AIN を示す。引張破断後水冷した試料から抽出したものである。このように徐冷中に析出し成長した AIN は、さきの Photo. 1 に比較するとはるかに大型であり、しかも析出の間隔が広がっている。

なお 800°C で引張破断後水冷した試料の AIN をエステル・ハロゲン法によつて分析したが、AIN 量は鑄造のままの場合より少し増加していた。

4) 考察

前節の鑄造のままの試料に比較して全般的に高温延性が大きいのは、徐冷の焼鈍効果によるものであるが、800°C 以上の高温では Al 添加の影響はほとんどあらわれず、Al を添加したものも高い延性を示した。これは、徐冷中に鑄造のままの場合よりも多量の AIN が析出するが、その AIN の形が大きく析出間隔が広く、孤立して散在しているためと考えられる。また AIN は徐冷中にほとんど析出しているの、引張試験中の変形による析出はないものと思われる。

700°C 以下では、中央に AIN が析出した網状フェライトとパーライトの組織となるが、パーライトの部分では変形しにくいのために、破断はフェライト中の AIN の析出線に沿って進行するものと考えられる。

酸可溶の Al がとくに多い試料 [e], [D] および [E] から抽出された AIN は、板状というよりは厚さを増して棒状の析出物となり、析出の間隔はさらに広がっている。これは、Al および N 量の多いほど、AIN の析出温度が高くなったためであるが、Al がとくに多い試料の延性がかえって回復するのは、このような AIN の析出形態の変化によるものと思われる。

また Al を添加した試料の延性は 600~650°C でもつとも低下している。これは前節の前熱処理をしない試料の場合にも認められたが、AIN の析出線の存在する部分とその他の部分との相対的な強度が温度によつて変化するためかと考えられる。

V. 固溶処理後急冷中の高温延性と AIN の形態

1) 前熱処理

鑄造のままの鋼塊から削り出した引張試験片を 1350

°Cの前熱処理炉に入れ、30mn保持したのち、すばやく引張試験機の炉（あらかじめ所定の温度に加熱してある）に移し、試験片が炉の温度まで冷却するのをまつて引張試験を行なつた。この間 5 mnを要した。

2) 高温引張試験結果

この場合の高温延性は前熱処理をしない場合（第Ⅲ節）と前熱処理に徐冷した場合（第Ⅳ節）との中間の値を呈する。Table 2の試験料の平滑試験片による絞りの変化を Fig. 6 に示す。Al 添加の影響は試験温度の全域にあらわれており、酸可溶の Al が 0.05~0.13 %のとき延性はもつとも低い。このような傾向はむしろ前熱処理を加えずに引張試験した第Ⅲ節の結果に似ている。

Photo. 4 には破断面近くの微小割れを示したが、延性の低下はオーステナイトの粒界に沿った破断によるものであることがわかる。

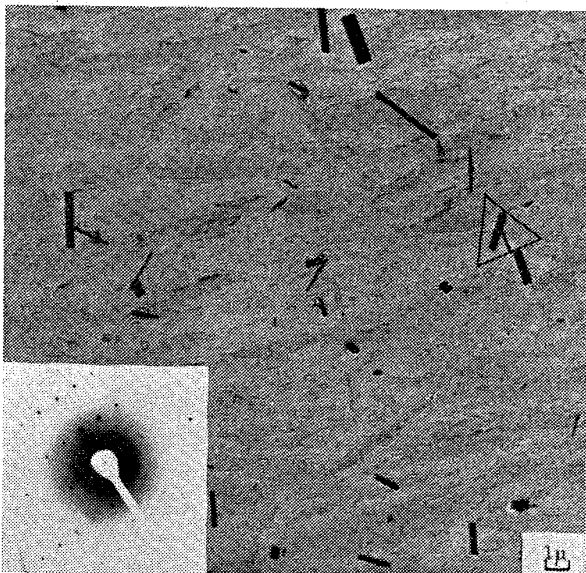
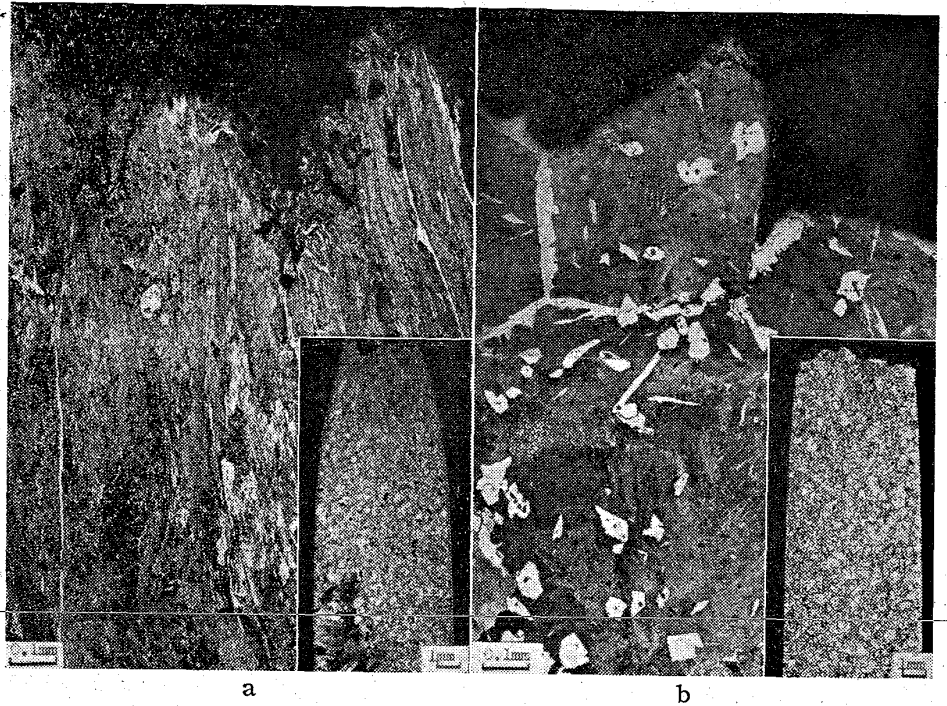


Photo. 3. The large aluminum nitride (AlN) precipitates extracted by carbon replica from the tensile test piece, which was made from the 50 kg ingot (sample C as shown in Table 2) as cast, heated for 30 mn at 1350°C, cooled slowly (cooling rate 150°C/h) to 850°C and then drawn at 850°C.



a : Sample a shown in Table 1
b : Sample c shown in Table 1

Photo. 2. The shape and micro-structure at the rupture part of tensile test pieces.

Test pieces were made from the 50 kg ingots as cast, heated for 30mn at 1350°C, cooled slowly (cooling rate 150°C/h) to 650°C and then drawn at 650°C. The reduction of area of the test pieces is shown in Fig. 6.

3) 電子顕微鏡による観察結果

Photo. 5 に試料 [C] の 850°C の引張試験片から抽出された AlN を示す。長さ 0.5 μ前後の AlN が連らなつて析出している。

なお 850°C で引張破断後水冷した試料の AlN をエステル・ハロゲン法によつて分析したが、AlN 量は铸造のままの場合よりも少なかった。

4) 考察

Photo. 5 にみられたような AlN は、固溶処理後 850°C までの冷却中にオーステナイトの粒界に析出したものと思われる。比較的速く冷却されるので、AlN は十分析出せず、また成長あるいは凝集の余裕もない。その結果小型の AlN がオーステナイトの粒界にならんだものであろう。

850°C の試料には、このような AlN の析出線のほかに微細な AlN がオーステナイト粒内に分散しているのが観察されたが、これは引張試験中に過飽和のものの一部が析出したものと思われる。

Al 添加による延性の低下は、AlN の析出線に沿う破断によるものと思われるが、一方引張試験中の変形によつて過飽和に固溶した AlN の一部が粒内に析出し、

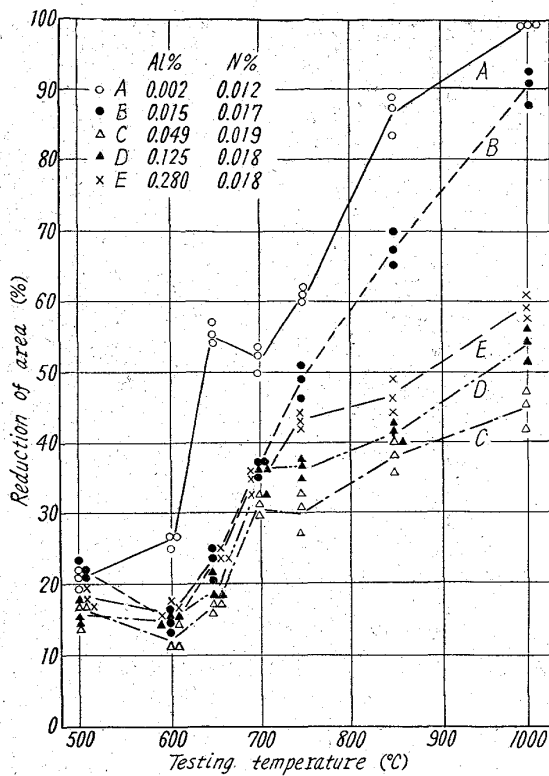


Fig. 6. The effect of aluminum content on the high-temperature ductility of the steels shown in Table 2.

Test pieces without notch were made from the 50 kg ingots as casting, heated for 30mn at 1350°C, cooled rapidly to 1000~500°C and then drawn.

粒内での変形を阻止して、析出線に沿う破断をさらに促進することも考えられる。Al がとくに多い試料でかえって延性が回復しているのは、AIN の析出温度が高くなって、オーステナイトの粒界に析出する AIN の間隔が広くなり、また過飽和に固溶している AIN 量が減少するためと思われる。

フェライト・パーライト域まで急冷した場合には、AIN の析出線はほとんど形成されないので、Al を添加した試料における延性の低下は、微細に分散した AIN の析出硬化によるものであろう。

VI. 鍛造材の高温延性と AIN の形態

鍛造した丸棒材から削出した引張試験片について、固溶処理後徐冷中および急冷中の伸びおよび絞り測定した。

鑄造材による結果よりは、低温側の延性がいくらか高くなっているにすぎず、鑄造材のそれとまったくおなじ傾向であつた。また AIN の析出形態も、鑄造材より偏析が少なくなつたほかは、まったくおなじであつた。

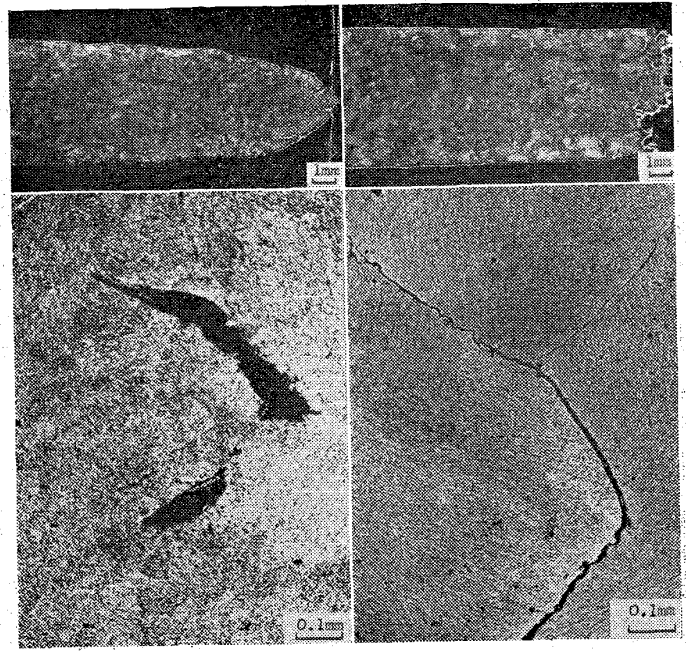


Photo. 4. The shape and micro cracks at the rupture part of tensile test pieces.
a : Sample A as shown in Table 2.
b : Sample C as shown in Table 2

Test pieces were made from the 50 kg ingots as cast, heated for 30mn at 1350°C, cooled rapidly to 850°C and then drawn at 850°C. The reduction of area of the test pieces is shown in Fig. 9.

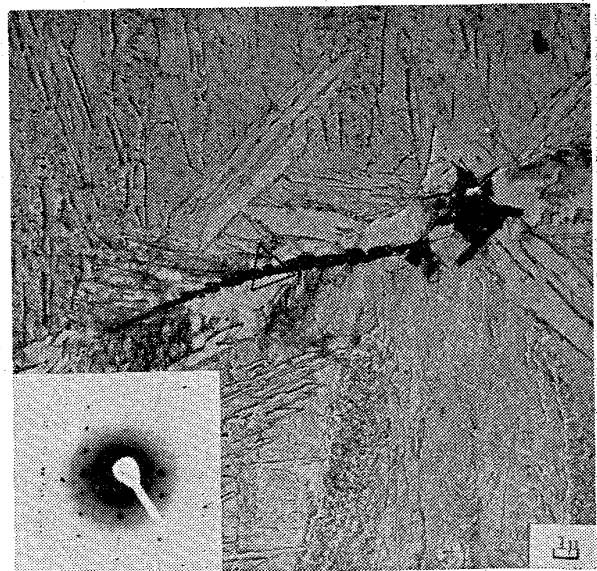


Photo. 5. The line of aluminum nitride (AIN) precipitates extracted by carbon replica from the tensile test piece, which was made from the 50 kg ingot (sample C as shown in Table 2) as cast, heated for 30mn at 1350°C, cooled rapidly to 850°C and then drawn at 850°C.

VII. 中炭素鋼の鋼塊割れについて

中炭素鋼塊の縦割れが Al 添加によつて増加する現象は、上にのべたような高温延性の低下と関連があるものと考えられる。この種の鋼塊割れは 2 t 前後の鋼塊で発生した例が多く報告されており、また割れは鋼塊の内部で発生し、外部へ向つて伸展することが知られている^{2)~5)}。大型鋼塊の内部は比較的ゆるやかに冷却されるので、本報第 IV 節の固溶処理後徐冷中の試験が参考になるものと思われる。

鋼塊の縦割れは C 0.35~0.65% の中炭素鋼において発生しやすく、低炭素鋼および高炭素鋼では発生しないことが知られているが、これはパーライトで囲まれた狭い網状フェライト組織は割れの伝播が容易であるためと考えられている²⁾。Al を添加すると、オーステナイト粒界の AlN の析出線あるいは網状フェライトの中央に存在する AlN の析出線が割れの起点となり、その伝播をさらに促進するものと考えられる。

一方、Al 添加によつて鑄鋼中の硫化物が連らなつて分布するために鑄鋼の高温割れを増し、また Al 添加量がある量以上に多くなると硫化物が分散して、割れがえつて減る現象は、まったく AlN の場合とおなじ傾向である。木下¹⁰⁾によると、S が低い場合にも Al 0.5% までの添加は割れの発生を増加させることになつていて、ほかの研究者の結果と異なつては、これは AlN の影響があらわれたものと推察される。

また K. J. IRVINE ら²⁾によれば、中炭素鋼の鍛造材にも鋼塊とおなじような縦割れがみられることがあるというが、これは鍛造前の加熱によつて一度固溶した AlN が鍛造中あるいは鍛造後にふたたび析出して、割れ発生の原因となるためであろう。

VIII. 総 括

以上の調査によつて、AlN の析出が中炭素鋼の高温延性を低下させること、またその析出形態によつてオーステナイト域とフェライト域の延性にそれぞれ違つた影響をおよぼすことが明らかとなつた。

つぎに本報における調査結果を総括した。まず鋼塊から削り出した鑄造のままの試料を、前熱処理せずに引張試験したときの高温延性におよぼす AlN の影響について調査した。

1) Al 添加は鑄造のままの中炭素鋼の高温延性を非常に低下させる。酸可溶の Al 0.05% 前後でその影響はもつとも大きく、伸びおよび絞りは Al を添加しない場合の 1/2~1/4 に減少する。これは、オーステナイト

域では微細に分散して析出した AlN が、フェライト・パーライト域では AlN のほかにパーライトが析出して、均一な変形を阻止し、オーステナイトの粒界に生成した AlN の析出線に沿つて破断が進行するためと考えられる。

2) 酸可溶の Al がさらに多くなると高温延性は多少回復する。これは AlN の量は増すが、その析出温度が高くなり、大型の AlN が広い間隔で析出するようになるためと思われる。

3) Al および N 量のほか、鋼塊の冷却条件などによつても、AlN の析出形態が変り、その結果高温延性を最低にする酸可溶の Al あるいは AlN 量なども変化するものと考えられる。

つぎに鑄造材の固溶処理後冷却中の高温延性について調査した。

4) 固溶処理後の徐冷中のオーステナイト域 (800°C 以上) における延性には、Al 添加の影響はほとんどあらわれない。これは徐冷中に析出する AlN の形が大きき、その間隔も広くなつてはいるためと考えられる。

5) 700°C 以下では、Al 添加により延性は低下する。これは網状のフェライトの中央部に析出している AlN が破断の起点となり、その伝播を促進するためであろう。

6) 酸可溶の Al が 0.05% 前後のとき 700°C 以下の延性がもつとも低く、さらに酸可溶の Al が多くなるといくらか高くなる。これは Al の多いほど AlN の析出温度が高くなるために、AlN は析出間隔の広い棒状の析出物に変わり、破断に対する抵抗が強くなるためと思われる。

7) 固溶処理後急冷中の高温延性は Al 添加によつて非常に低下する。これは急冷中にオーステナイトの粒界に析出し、緻密に並らんで存在する AlN によるものと思われる。

8) 固溶処理後急冷中の高温延性が Al 添加によつて低下する傾向は、鑄造のままの試料を前熱処理せずにただちに引張試験した場合とおなじ傾向であり、酸可溶の Al が 0.05~0.13% のとき最低の延性を示す。

さらに鍛造材の高温延性についてもおなじく調査した。

9) 鍛造材においても、AlN の析出形態の変化が高温延性にいちじるしい影響をおよぼす。Al 添加による固溶処理後冷却中の高温延性の低下の傾向は、鑄造材においてみられたものとほとんどおなじであり、低温側の延性が全体に鑄造材よりわずかに高い点が相違しているにすぎない。

最後に中炭素鋼の鋼塊の縦割れについて考察した。

10) 中炭素鋼塊の縦割れが Al 添加によつて増加する現象は、凝固後の冷却中における延性の低下と関連があるものと考えられる。

おわりに本研究を行なうにあたり御指導を賜わつた名古屋大学教授武田修三博士に対しあつく感謝の意を表します。また本研究は住友金属工業株式会社中央技術研究所の上司の方々の御指導と、和歌山製造所試験課柳沢陸郎および岩谷旭両君の協力により行なわれたことを記して感謝の意を表します。(昭和36年9月寄稿)

文 献

- 1) 長谷部: 鉄と鋼, 47 (1961), 809~817
- 2) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: Iron & Steel, 30 (1957), 219~223

- 3) S. C. DESAI: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 191 (1959), 250~256
- 4) B. L. BIGGS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 192 (1959), 361~377
- 5) 谷口, 栗山および井上: 鉄と鋼, 46 (1960), 291~293
- 6) J. M. MIDDLETON and H. T. PROTHOROE: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 168 (1951), 384~400
- 7) W. J. PHILLIPS: Foundry, 97 (1940), 27~28, 87~88
- 8) C. E. SIMS, H. A. SALLER and F. W. BOUGLER: Trans. Amer. Foundrymen's Assoc., 57 (1949), 233~248
- 9) 沖: 鉄と鋼, 43 (1957), 1293~1298
- 10) 木下: 鉄と鋼, 29 (1943), 699, 908

18-8ステンレス鋼のオーステナイト安定度と機械的性質とにおよぼす溶製雰囲気の影響*

(18-8ステンレス鋼の諸性質におよぼす溶製雰囲気の影響—I)

田 中 良 平**・藤 本 六 郎***

Influence of Melting Atmospheres on Austenite Stability and Mechanical Properties of 18-8 Stainless Steels.

(Influence of melting atmospheres on various properties of 18-8 stainless steels—I)

Ryōhei TANAKA and Rokurō FUJIMOTO

Synopsis:

Influence of melting atmosphere of 18%Cr-8%Ni stainless steels on austenite stability, hardness change due to subzero-treatment, ageing after cold rolling and mechanical properties at room- and high temperatures was studied. Main results obtained were as follows:

(1) The steels NM (0.158%N) and NNM (0.177%N) both melted in nitrogen atmosphere at 600 mm Hg had greater stability of austenite to martensite transformation due to high content of nitrogen compared with the steels melted in vacuum (VM) or in air (AM).

(2) In the steels VM and AM, isothermal martensite transformation was found to occur at temperatures below their Ms point, and in AM even at temperatures above the Ms point.

(3) Remarkable work-hardening caused by rolling at room- and subzero-temperatures, and further hardening caused by subsequent ageing at 300°C were observed with all of the steels except with the steel VM, which consisted largely of martensite in a solution-quenched state.

(4) High-nitrogen steels NM and NNM exhibited lower strength and higher ductility at room temperature than VM and AM in solution-quenched state due to greater austenite

* 昭和35年10月本会講演大会にて発表 ** 東京工業大学 工博 *** 東京工業大学