

化介在物は Al_2O_3 を主成分となるものに変化する。沈デン晶帯の Al_2O_3 の集積、混粒の発生、銅塊割れなどが起りやすい条件となる。Al 添加による鋼質の調整を実施するには相関的に付随して生じてくる鋼質の悪化や欠陥の発生に対して、充分なる防止対策を備えることが必要である。

(148) 鋼中の窒化アルミの形態の冷却速度による変化と高温延性

(鋼中の窒化アルミの研究—IV)

住友金属工業中央技術研究所 長谷部 茂雄
Metamorphosis of Aluminum Nitride
Precipitated in Steel due to Cooling
Rate and Its High-Temperature Ductility.

(Study of aluminum nitride in steel—IV)

Shigeo HASEBE.

I. 緒言

第1報¹⁾においては炭素鋼中に析出した窒化アルミ(AIN)を電子顕微鏡によつて直接観察した結果について第2報²⁾においてはオーステナイト粒界に析出したAINがその延性をいちじるしく減少させる現象について、また第3報³⁾においてはいわゆる溶接熱影響部の割れにもAINが影響をしている現象について報告した。

本報では鋼中のAINの形態がその固溶温度からの冷却速度あるいは鋼塊の大きさによつて変化する状況を電子顕微鏡によつて直接に観察し、一方高温引張試験を行なつて冷却速度の影響あるいは鋼塊の大きさの影響について考察した。

さきに第2報²⁾では50kgの鋼塊より削出した引張試験片の高温延性が酸可溶のAl 0.05%付近でもつとも減少すること、またAINの固溶温度から徐冷途中に引張つた場合には延性が回復することなどを示した。これらのことからAINの固溶温度からの冷却速度が高温延性に影響するものと考えられるので、この点について調査を行ない、高温延性を最小にする冷却速度などを求めたものである。

II. 実験方法

前報^{2,3)}に使用した中炭素鋼 (C 0.45%, Si 0.30%およびMn 0.80%) および低炭素低

マンガン鋼 (C 0.20%, Si 0.30% およびMn 1.85%) について調査した。

まず鑄造のままあるいは熱間鍛造後 1350°C × 0.5 h の固溶処理を行なつたのち数種の冷却速度で常温まで冷却した試料について 500°~1000°C の高温引張試験を行なつた。

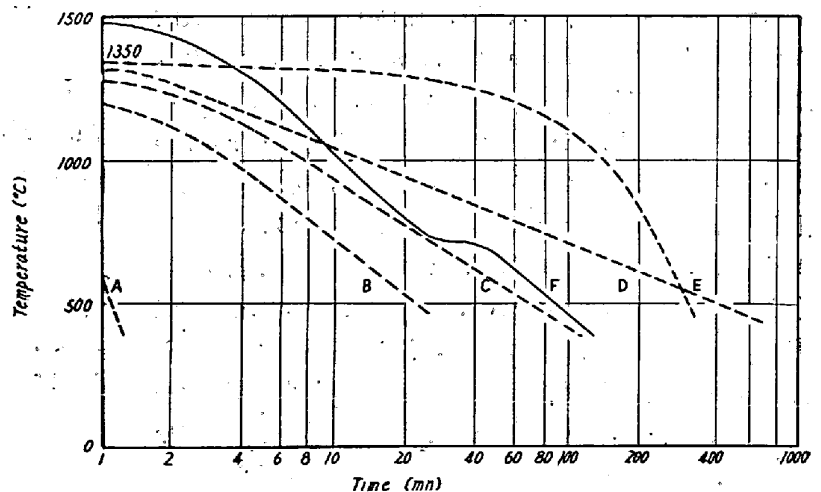
ついで径 25 mm の小径丸棒状の鑄造試料、50 kg 鋼塊および 2 t 鋼塊より削出した試料について鋼塊の大きさの影響を比較した。

またAINの観察は主としてカーボン抽出レプリカ法によつた。

III. 実験結果ならびに考察

Fig. 1 には 1350°C における固溶処理後の冷却速度を示す。curve F は 50 kg 鋼塊の中央部の凝固後の冷却曲線であるが、curve C はこれとほとんどおなじ冷却を行なつた場合である。curve B は炉中に Ar ガスを通して curve C よりも速い冷却を行なつた場合、一方 curve D は curve C よりも相当おそい冷却を行なつた場合である。curve A は 1350°C より空冷したものであり、小径丸棒状の鑄造試料の冷却曲線もこれに近い。また curve E は 150°C/h の徐冷である。

Fig. 2 には 50 kg 鋼塊より削出した鑄造のままの試片について行なつた引張試験結果の一部を示す。酸可溶の Al 0.049%, N 0.019% の中炭素鋼である。750°C 以上のオーステナイト域において冷却速度の影響が大きく



Curve (Cooling conditions from 1350°C)

A=Air-cooling

B=Furnace-cooling by Ar gas

C=Furnace-cooling at the same rate as in curve F

D=Furnace-cooling more slowly than in curve C

E=At the rate of 150°C/h

F=In the center of 50kg ingot in a mold after solidification

Fig. 1. Cooling curves of test pieces after treatment of solution at 1350°C and in the center part of a 50kg ingot in a mold after solidification.

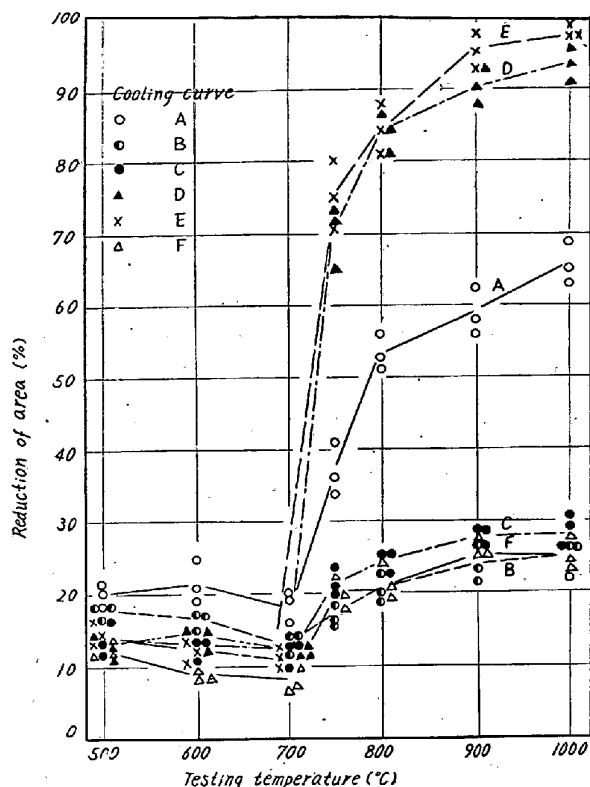


Fig. 2. Effect of cooling rate on high-temperature ductility of medium carbon steel containing 0.049% Al and 0.019% N as cast (D=6mm, L=20mm and drawing speed=50mm/mn).

現われている。curve B および C の場合は curve F の 50 kg 鋼塊より削出した鑄造のままの試料とおなじ程度の低い延性を示すのに対して、徐冷した curve D および E の場合は高い延性を示す。curve A の空冷した場合は両者の中間にある。N 0.008% の試料の場合もまったくおなじ傾向である。

Photo. 1 および 2 には Fig. 2 の curve B および D の 1000°C における引張試験片から抽出された AlN を示す。Photo. 1 には引張破断後急冷されたマルテンサイト地に微細な AlN が連続して析出しているのが見られる。第 2 報²⁾において 50 kg 鋼塊より削出した鑄造のままの試片に観察された AlN より少し細かいがおなじく連続して析出している。Fig. 1 に見られるようないちじるしい延性の低下はこのように連らなつて析出している AlN によるものと思われる。

Photo. 2 では Photo. 1 に比較して非常に大型の AlN が散在している。このような大型の AlN は徐冷途中に凝集および成長したものと思われるが、微細な AlN が連らなつて析出したために失われた高温延性をいちじるしく回復するものと思われる。

なお 600~700°C のフェライト・パーライト域では

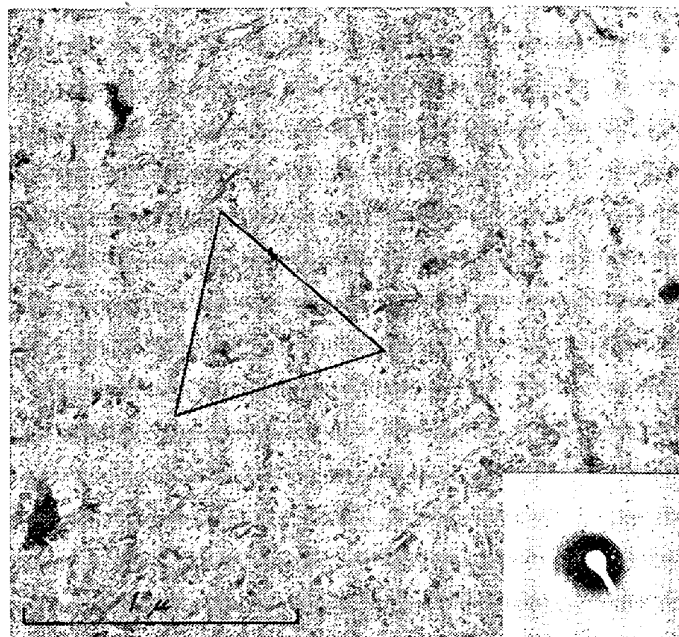


Photo. 1. Electron-micrograph by carbon-extraction replica of a tensile test piece after drawn at 1000°C as shown in Fig. 2-curve B. Small AlN precipitates are aligned.

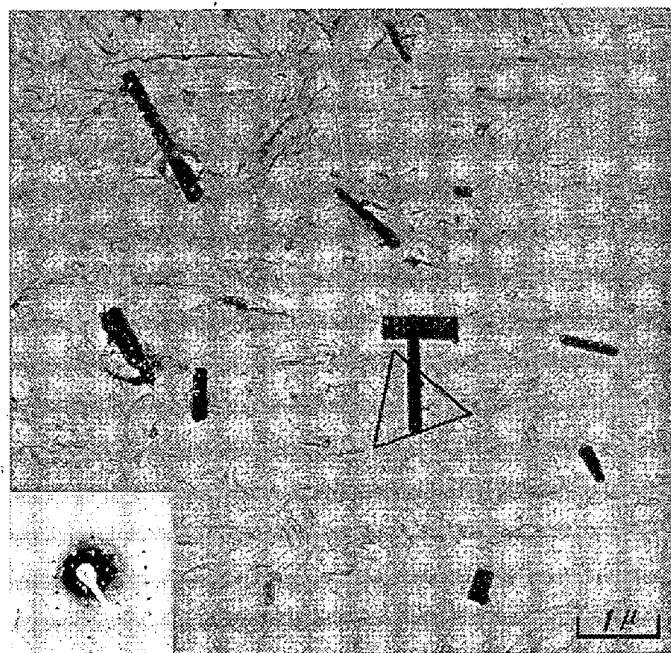


Photo. 2. Electron-micrograph by carbon-extraction replica of a tensile test piece after drawn at 1000°C as shown in Fig. 2-curve D. Large AlN precipitates are scattered.

Fig. 2 に見られるように延性の差は大きくはないが、空冷の curve A の場合がもつとも高く、徐冷した試料は低い値を示している。

Fig. 3 には熱間鍛造した試料について行なつた高温引張試験結果の一部を示す。Fig. 2 とおなじ中炭素鋼であるが、ここでも 750°C 以上のオーステナイト域の延性

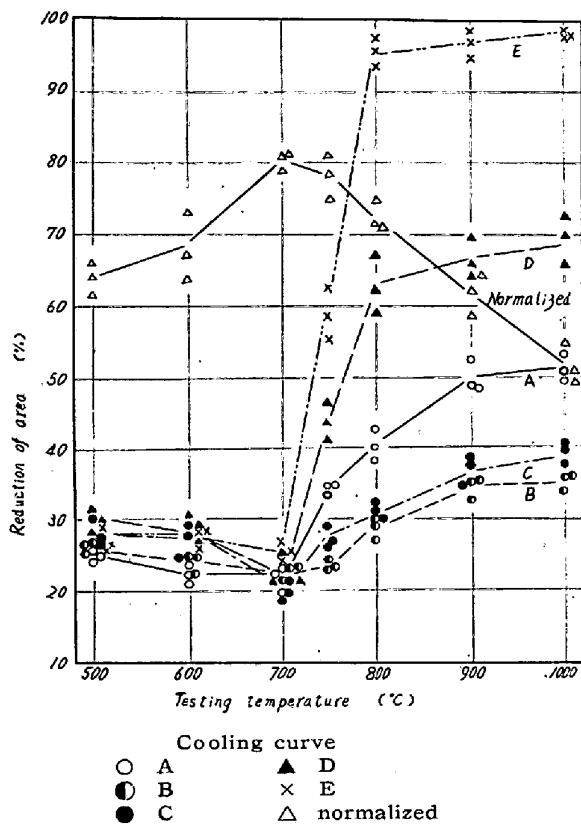


Fig. 3. Effect of cooling rate on high-temperature ductility of medium carbon steel containing 0.049% Al and 0.019% N after forging (D=6mm, L=20mm and drawing speed=50mm/mn).

におよぼす冷却速度の影響は大きい。すなわち curve B および C の場合がもつとも低く、徐冷の curve E の場合がもつとも高く、curve A あるいは D はそれらの中間にある。このような現象が AlN の析出の形態の相違によるものであることは鑄造のままの試料の場合とおなじである。なお Fig. 3 には熱間鍛造後 850°C の焼準処理をした試料の値も示しているが、フェライト・パーライト域ではこれがもつとも高い値を示している。これも AlN の析出の形態および結晶粒度の相違によるものと思われる。

大きさの異なる鋼塊について行なつた実験の結果は上の Fig. 2 の場合とほぼおなじ傾向を示していた。径 25 mm の丸棒状の鑄造試料から削出した試片は Fig. 2 の curve A の試料とおなじ程度の延性を示し、2t 鋼塊からの試片は Fig. 2 の curve C の試料より少し高い延性を示していた。鋼塊の大きさによつて冷却速度が異なり、そのために冷却時に析出する AlN の形態が異なり、高温延性に差を生ずるものと思われる。

IV. 要 約

以上のような実験によつて AlN の固溶温度からの冷却速度が非常に速いために AlN がオーステナイトの粒界に連らなつて析出する余裕がない場合、あるいは冷却速度が非常に遅いために凝集および成長した大型の AlN となつて散在して析出する場合には、750°~1000°C のオーステナイト域で高い延性を示すが、その中間の冷却速度のときにはオーステナイト粒界に連らなつて析出する微細な AlN が延性を非常に低下させることを示した。また 600~700°C のフェライト・パーライト域では中間の冷却速度以上の徐冷を行なつたものは低い延性を示す傾向のあることも示した。

文 献

- 1) 長谷部: 鉄と鋼, 46 (1960), 3, p. 332~335
- 2) " : " , 46 (1960), 10, p. 1284~1286.
- 3) " : " , 46 (1960), 10, p. 1286~1289

(149) 鋼中の Ti, Zr, V および B の窒化物の形態

(鋼中の窒化アルミの研究—V)

住友金属工業中央技術研究所 長谷部 茂 雄
Morphology of Titanium, Zirconium,
Vanadium and Boron Nitride in Steel.
(Study of aluminum nitride in steel—V)

Shigeo HASEBE.

I. 緒 言

さきの第2報¹⁾において Ti, Zr, V および B の添加はいずれも AlN による高温延性の低下を防ぐのに効果のあることについて報告した。

Ti の添加が中炭素鋼の鋼塊割れを防ぐ効果のあることは DESAI²⁾, BIGGS³⁾ および谷口ら⁴⁾によつて認められており、V の添加も同様の効果のあることが DESAI²⁾によつて認められている。DESAI の結果²⁾と相違するが Zr についても、また B についても、Ti や V とおなじ効果を期待することができることを報告したのであるが、本報では Ti, Zr, V および B の各窒化物の形態について調査し、前報までに報告した窒化アルミ (AlN) の形態との比較を行なつた。

II. 実験方法

Al と同時にそれぞれ Ti, Zr, V および B を添加した中炭素鋼 (C 0.45%, Si 0.30% および Mn 0.80%) および低炭素低マンガン鋼 (C 0.20%, Si 0.30% および Mn 1.35%) について調査した。