

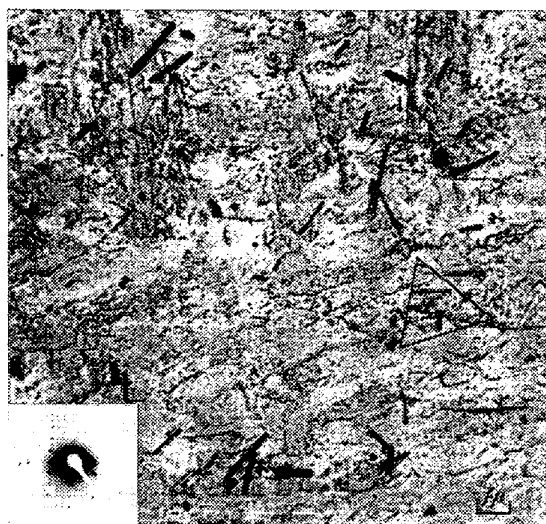


Photo. 2. Electron micrograph by a carbon extraction replica of a tensile test piece containing 0.049% Al and 0.02% N after drawn at 1000°C.

The test piece is heated for 30 mn at 1350°C to solve AlN, cooled rapidly to 1000°C and then drawn. Small AlN precipitates are lined along the austenite grain boundary.

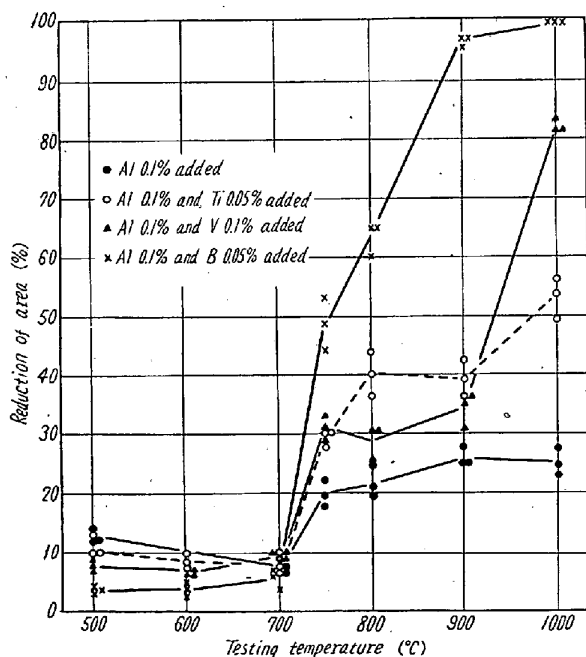


Fig. 3. Effect of Al, Al+Ti, Al+V and Al+B addition on high-temperature ductility of medium-carbon steel containing 0.02% N. Test pieces are drawn as shown in Fig. 1.

であると思われる。

Fig. 3 は Al の他に Ti, V および B をそれぞれ添加した試料と Fig. 1 において最も低い延性を示した試料 (酸可溶の Al 0.049%) との比較を行なった結果で

ある。Fig. 1 と同じく鋼塊より削出してそのまま直ちにいろいろの温度で引張試験を行なった結果であるが、Al 以外のこれらの諸元素の添加はいずれも Al 添加によって失われた延性を回復させており、とくに B の添加はいちじるしく有効であることを示している。これは電子顕微鏡による窒化物の観察の結果鋼中における各種の窒化物の形態の相異によるものであることが判った。

Fig. 1~3 および Photo. 1 および 2 はいずれも N を多く含有させた試料についての結果であるが、N 含有量が低いふつうの試料においても Al 添加による高温延性の低下はいちじるしく、微量の AlN が大きな影響をおよぼすことが判った。

文 献

- 1) 長谷部: 鉄と鋼, 46 (1960) 3, p. 332~335
- 2) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: Iron & Steel, 30 (1957), p. 219~223
- 3) S. C. DESAI: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 191 (1959), p. 250~256
- 4) B. L. BIGGS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 192 (1959), p. 361~377
- 5) 谷口, 栗山 および 井上: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 291~293
- 6) C. H. LORIG and A. R. ELSEA: Trans. Amer. Foundry. Assoc., 55 (1947), p. 160~174

(109) 溶接熱影響部の割れにおよぼす窒化アルミの影響

(鋼中の窒化アルミの研究—Ⅲ)

住友金属工業中央技術研究所 長谷部 茂雄
Effect of AlN on the Cracking at the
Welding Heat-Affected Zone.

(Study of aluminum nitride in steel—III)

Shigeo Hasebe.

I. 緒 言

前報¹⁾では中炭素鋼を対象にしてその高温延性と窒化アルミ (AlN) 析出物の形態に密接な関係のあることを報告したが、本報では溶接構造用低 Mn 鋼の溶接熱影響部割れと AlN 析出物の関係について調査した結果を報告する。

溶接構造用鋼の溶接熱影響部割れ (溶接ビード下割れともいう) におよぼす鋼材の含有成分の影響については多くの報告があり、割れの発生機構についても多くの研究が行なわれている。しかし Al 量の影響はとくに複雑

であり報告によつてはその傾向を異にするものが見られる。ELLENDER などは C 0.30% の Cr-V 鋼について 0.08% までの Al 添加は割れを増加させることを報告している²⁾。HOYT などは SAE 4130 について酸可溶の Al として 0.06% の添加が割れを少なくする効果のあることを報告しており³⁾、また VOLDRICH は SAE 4135 について酸可溶の Al として 0.05% 以上の存在が割れをいちじるしく減少させることを報告している⁴⁾。SIMS などは C 0.20% の低 Mn 鋼について酸可溶の Al が 0.01~0.02% のとき割れの発生が最も多く、それよりも少なくともあるいはさらに多くとも割れがいちじるしく減少することを報告している⁵⁾。

溶接構造用鋼における Al の添加は結晶粒微細化、非歪時効化さらに AlN による強度増加などの目的をもつて相当量使用されるのがふつうであるが、溶接熱影響部割れにおよぼす影響については上述のように明瞭でない。筆者はさきにこの点に関して実験を行ないいわゆる CTS 割れ試験において SIMS などの報告⁵⁾と同じく酸可溶の Al が 0.01~0.02% のとき割れの発生が最も多く、Al がそれより少なくともさらに多くとも割れが減少することを認めた⁶⁾。

本報は低 Mn 鋼の CTS 割れ試験片の溶接熱影響部における AlN の形態について調査し、一方前報⁷⁾と同じく高温引張試験を行なつて溶接熱影響部の割れにおよぼす Al の影響の機構について考察を行なつたものである。

II. 実験方法

C 0.20%, Si 0.30% および Mn 1.35% を含有し Al 添加量を数段階に変えた重量 50kg の鋼塊を高周波炉で溶製し、鍛造後焼準処理して供試した。なお AlN の影響を明瞭にするため N を多く含有させた鋼塊をも溶製した。

溶接熱影響部および高温引張試験片中の AlN の観察は前報⁷⁾と同じくカーボン抽出レプリカを用い電子顕微鏡によつて行なつた。高温引張試験は鍛造および焼準処理を行なつた後削出した試験片によつて 500°~1000°C のいろいろの温度で行なつたが、1350°C で AlN を溶解処理した後 1000°~500°C のいろいろの温度まで急冷あるいは徐冷した場合についても行なつて比較した。

III. 実験結果並びに考察

1) 溶接熱影響部の AlN 析出物の観察結果

AlN は主として前熱処理時にオーステナイト粒界に析出しており、したがつて母材部ではパーライトおよびフェライト中に分散して析出しているが、溶接による熱

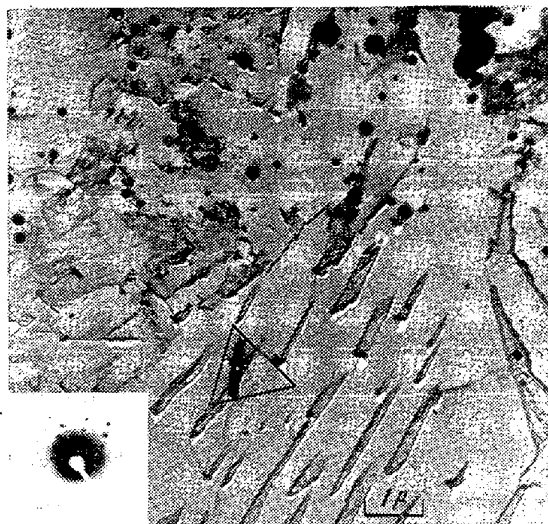


Photo. 1. Electron micrograph by a carbon extraction replica of weld-deposit-metal and the heat-affected zone of low-manganese steel containing 0.12% Al and 0.03% N.

AlN precipitates are at the heat-affected zone.

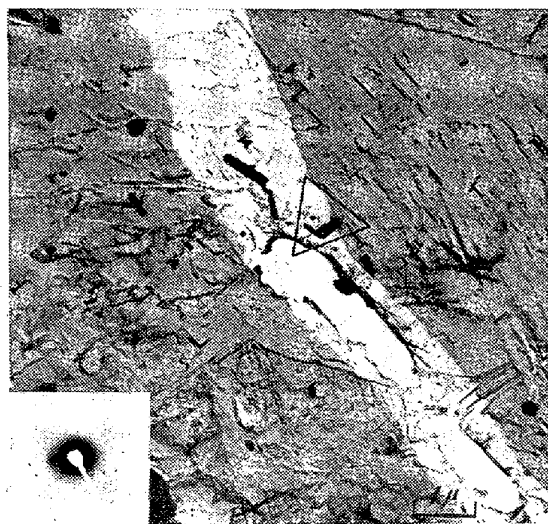


Photo. 2. Electron micrograph by a carbon extraction replica of welding crack at the heat-affected zone of low-manganese steel containing 0.018% Al and 0.03% N.

Small AlN precipitates are lined along the crack.

影響のために溶着鋼に近い熱影響部ではその一部あるいは全部が溶解していることが判つた。

酸可溶の Al として 0.05% 程度以上を含有する試料では AlN の一部分のみが溶解し溶着鋼直下の熱影響部中でもなお AlN が散在しているのが見られる。Photo. 1 にその例を示す。(溶着鋼の部分には球状の介在物が見られる)。熱影響部の中にこのように散在して析出する AlN が溶接により急熱された後の冷却時に変態を促進して割れを少なくする効果をおよぼすことが期待され

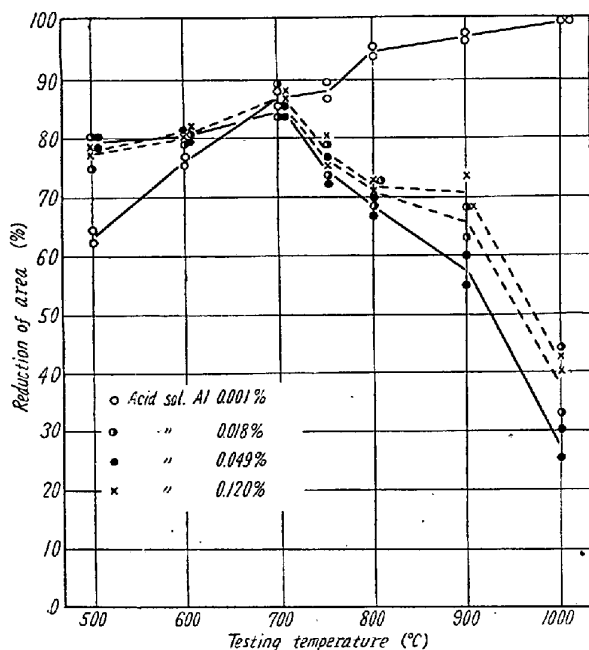


Fig. 1. Effect of aluminum content on high-temperature ductility of low-manganese steel containing 0.001~0.120% Al and 0.03% N.

Test pieces are 6 mm ϕ (D)+20 mm (L) in size and are made from forged and normalized specimens. Drawing speed is 50mm/mn.

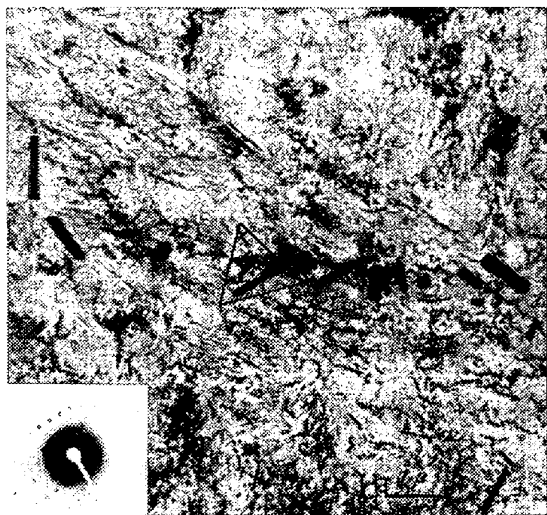


Photo. 3. Electron micrograph by a carbon extraction replica of a tensile test piece after drawn at 1000°C.

The test piece is heated for 30 mn at 1350°C to solve AlN, cooled rapidly to 1000°C and then drawn.

る。さらに CTS 割れ試験およびバツテル割れ試験において 0.04~0.05% 以上の Al の添加が割れを相当減少させることを知ったが、このような AlN の効果によるものと思われる。

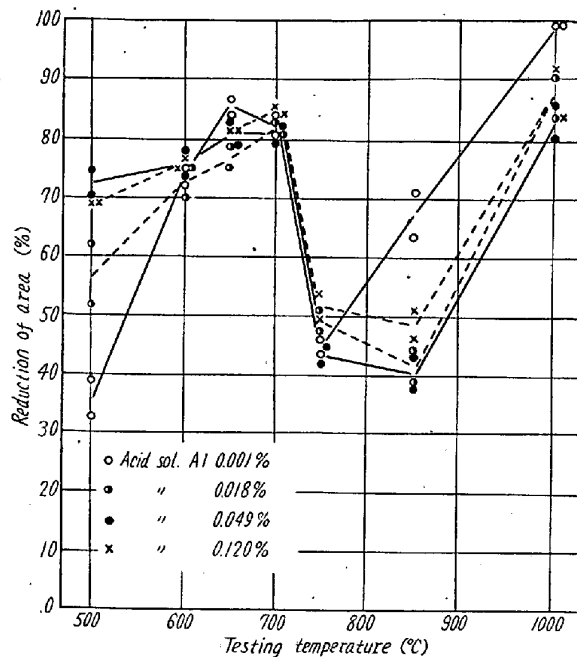


Fig. 2. Effect of aluminum content on high-temperature ductility of low-manganese steel containing 0.001~0.120% Al and 0.03% N.

Test pieces are heated for 30 mn at 1350°C to solve AlN, cooled slowly (cooling rate 150°C/h) to 1000~500°C and then drawn.

Photo. 2 は割れ部の組織を示したものであるが、割れ口に沿ってしばしば微小な AlN が連らなつて分布するのが見られた。

2) 高温引張試験結果

Fig. 1 には鍛造材より削出した試験片をそのままただちに 500~1000°C のいろいろの温度で引張試験を行なった結果を示す。Al を 0.02% 程度以上含有する試料は Al を含有しない試料に比較して高温での延性の低下がいちじるしい。これは前熱処理時にオーステナイトの粒界に析出した AlN によるものである。

AlN を溶解処理した後急冷して行なった引張試験結果も Fig. 1 と同じ傾向を示している。Photo. 3 は酸可溶の Al が 0.018% の試料の 1000°C における試験片に観察された AlN であるが、このようにオーステナイトの粒界に連続して析出した AlN が延性を低下させる原因であると思われる。

Fig. 2 は AlN の溶解した温度から徐冷した試験の結果である。ここでは Al 添加による高温での延性の低下は見られない。

なお N を少量含有するふつうの試料においても析出する AlN は微量であるにもかかわらず相当いちじるしい影響をおよぼしていることが判った。

Photo. 2 のように熱影響部においてオーステナイト粒界を囲むような形に連らなつて分布する AIN には前熱処理時にオーステナイト粒界に析出したものと、溶接熱のために溶解してふたたび粒界に沿つて析出したものがあるが、それらはいずれも高温延性をいじめるしく低下させているものと思われる。溶接後の収縮量が多い場合には高温亀裂の原因となることが考えられる。溶接熱影響部割れは H が主原因といわれているが、H によつて割れが生ずる場合にこのような AIN の分布がその発生の起点となり、またその伝播を容易にすることも考えられる。

文 献

- 1) 長谷部: 鉄と鋼, 46 (1960) 9
- 2) W. EILENDER, H. AREND und F. KLEINER-MANN: Stahl u. Eisen, 63 (1943), S. 824
- 3) S. L. HOYT, C. E. SIMS and H. M. BANTA: Welding J., 28 (1949), p. 178-s
- 4) C. B. VOLDRICH: Welding J., 26 (1947), p. 153-s
- 5) C. E. SIMS and H. M. BANTA: Welding J., 28 (1949), p. 178-s
- 6) 長谷部: 溶接学会誌, 28(1959)8, p. 511~516

(110) 溶接管材の電気抵抗溶接性に関する研究

日本特殊鋼管光工場

今井 宏・岡村 毅

Studies on Weldability of Materials for Resistance-Welded Pipes.

Hiroshi Imai and Takeshi Okamura.

I. 緒 言

弊社光工場では昭和 33 年 8 月より米国 Yoder 社製の大型電縫鋼管製造設備を用いて中径鋼管の製造を行なつてきているが素材として使用する熱延コイルの溶接成績が同じ鋼種でもかなり差があることが経験された。溶接成績を左右する材質上の因子として、(1) 材料の溶接性、(2) 非金属介在物偏析などの欠陥、(3) 溶接後の材料の硬化の程度、があげられるが本報では材料の溶接性をとりあげ電気抵抗溶接の機構について考察を行ない、若干の調査研究をととしてオーステナイト粒の成長特性が管材の電気抵抗溶接性を支配する要因の一つであることを知りえた。そこで溶接性の良い材料を得るためにオーステナイト粒の成長特性に影響をおよぼす因子の研究を行なつたのでその結果を報告する。

II. 電気抵抗溶接機構の考察ならびに実験経過

抵抗溶接は冷間で成型されたパイプのシームをととして電流を流しシーム部を抵抗加熱しほとんど同時にシームの両側から加圧することにより溶接を行なうもので、シームの大部分は固態対固態の圧着によつて溶接されるものである。溶接部の検鏡によれば低温溶接不良の場合には溶接時のオーステナイト粒界が衝合部に沿い直線状に並ぶが充分高温で溶接された理想的な状態ではこのような衝合線は全く消失する。このような現象より抵抗溶接においては加熱により生じるオーステナイト粒が衝合部を横切つて成長すること、すなわち、衝合部を横切る粒界移動によつて溶接が行なわれるものであると考え材料のオーステナイト粒の成長特性が溶接性を支配する本質的なものではないかと考えた。そこでわれわれはいろいろな溶接成績を示した管材のオーステナイト粒の成長特性を求めその特性と実際作業に要した溶接エネルギー

Table 1. Chemical compositions and sizes of the materials tested.

Sp. No.	Heat No.	Chemical compositions (Ladle analysis)						Pipe size (mm)
		C	Si	Mn	P	S	Cu	
A01	10670	0.08	tr	0.33	0.009	0.022	0.17	114.3×6.0
A02	"	"	"	"	"	"	"	"
B01	33664	0.08	0.01	0.35	0.009	0.028	0.15	216.3×5.8
B02	34462	0.09	0.01	0.36	0.012	0.025	0.12	"
A03	11344	0.10	tr	0.35	0.005	0.029	0.20	165.2×5.0
A04	11392	0.10	tr	0.41	0.006	0.027	0.22	"
A10	12773	0.18	tr	0.46	0.011	0.029	0.20	114.3×4.8
A20	"	"	"	"	"	"	"	"
B10	77793	0.18	0.01	0.52	0.014	0.020	—	219.1×5.35
B20	77760	0.23	0.01	0.54	0.011	0.025	—	"
A30	12114	0.18	tr	0.42	0.009	0.030	0.17	168.3×6.35
A40	12198	0.19	tr	0.42	0.006	0.033	0.18	"
A50	12012	0.17	tr	0.37	0.012	0.033	0.19	168.3×7.1
A60	12021	0.17	tr	0.35	0.013	0.032	0.18	"