

© 1988 ISIJ
 ///////////////
 論文
 ///////////////

極厚鋼板の靱性に及ぼす Al と N の影響

菊竹 哲夫*・徳永 良邦*²・中尾 仁二*³
 伊藤亀太郎*⁴・高石 昭吾*⁵

Effect of Al and N on the Toughness of Heavy Section Steel Plates

Tetsuo KIKUTAKE, Yoshikuni TOKUNAGA, Hitoji NAKAO,
 Kametaro ITO and Shogo TAKAISHI

Synopsis:

The effect of Al and N on the notch toughness and tensile strength of heavy section pressure vessel steel plates is investigated. Notch toughness of steel A533B (Mn-Mo-Ni), which has mixed microstructure of ferrite and bainite, is drastically changed by the ratio of sol.N/sol.Al. With metallurgical observations, it is revealed that AlN morphology is influenced by the ratio of sol.N/sol.Al through the level of solute Al (C_{Al}). At the heat treatment of heavy section steel plate, AlN shows OSTWALD ripening and its speed depends upon C_{Al} . When Al is added ($Al \geq 0.010\%$) in steel and $sol.N/sol.Al \leq 0.5$, C_{Al} remains low. This prevents AlN ripening, and brings fine austenite grain size and high toughness. On the other hand, when $sol.N/sol.Al < 0.5$, C_{Al} becomes high and this gives poor toughness through coarse AlN precipitates and coarse austenite grain. Therefore, controll of sol.N/sol.Al over 0.5 is favorable to keep high toughness in A533B steel. In steel A387-22 (Cr-Mo) which has full bainitic microstructure, too fine austenite grain brings about poor hardenability, and polygonal ferrite, which brings about both poor strength and toughness, appears in microstructure. Then $sol.N/sol.Al < 0.5$ is better to give high hardenability in steel A387-22.

Key words: plate; heavy section steel plate; toughness; strength; A533B; A387-22; AlN precipitates.

1. 緒 言

原子炉圧力容器用 Mn-Ni-Mo 系 ASTM A533B Cl. 1 鋼 (A533B 鋼) や化学反応容器用 Cr-Mo 系 ASTM A387-22 鋼 (A387-22 鋼) などの極厚鋼板は、長年にわたり開発・実用化され^{1)~6)}、優れた強度と靱性を有するが、最終製品に対する近年の安全性向上要求により、さらに高い靱性が求められている⁷⁾。

鋼の合金としての Al の利用は、冷延鋼板では主として結晶方位と加工性の観点から研究⁸⁾され、厚鋼板の分野では 1960 年代の IN 鋼の研究⁹⁾¹⁰⁾のように、主として靱性との関係が検討されている。前述の A533B 鋼、A387-22 鋼においても Al の添加は靱性の向上に有効であり³⁾¹¹⁾、そのメカニズムとしてオーステナイト域で析出した AlN がオーステナイト粒の細粒化をもたらして

靱性を向上させることが知られている^{12)~14)}。しかしながら、従来の研究では、靱性向上のための Al の最適添加量については必ずしも明確でなく、また AlN の析出量や形態に影響を及ぼすであろう N の影響についても言及がない。そこで、著者らは極厚鋼板の材料特性（主として靱性）に及ぼす Al と N の影響を検討し、その最適な添加範囲を求めた。

2. 実験方法

極厚鋼板の代表鋼種である A533B 鋼、A387-22 鋼を対象に、室験室溶解にて Al 量と N 量の異なる鋼を溶製した。供試材の化学組成を Table 1 (A533B 鋼) および Table 2 (A387-22 鋼) に示す。ここで、鋼 A~E は酸可溶 Al (Sol. Al) の量を 0.030% とし N の添加量を変え、鋼 F~I は Sol. Al の量を 0.020% とし N の添加量

昭和 51 年 10 月・58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 3 月 20 日受付 (Received Mar. 20, 1987)

- * 新日本製鉄(株)名古屋技術研究部 (Nagoya R & D Lab., Nippon Steel Corp., 5-3 Tokai-cho Tokai 476)
- *² 新日本製鉄(株)名古屋製鉄所 工博 (Nagoya Works, Nippon Steel Corp.)
- *³ 新日本製鉄(株)名古屋製鉄所 (Nagoya Works, Nippon Steel Corp.)
- *⁴ 新日本製鉄(株)厚板技術部 (Plate Technical Div., Nippon Steel Corp.)
- *⁵ 新日本製鉄(株)中央研究本部 (現: (社)日本鉄鋼連盟) Dr. Ing. (Central R & D Bureau, Nippon Steel Corp., Now The Japan Iron & Steel Federation)

を変えた A533B 鋼である。鋼 J~R は、約 0.0050% の N に対し Al の添加量を変えたもので、鋼 S~U は約 0.0100% の N と約 0.015% の Al を含有する A387-22 鋼である。(なお鋼 J~U にて Si の含有量を三水準変えているが、後述のように Si の含有量は今回の検討結果に影響を及ぼさない)。これらの供試材を 1300°C に加熱・熱間鍛造にて約 100 mm から 35 mm の鋼板に加工・空冷後、Fig. 1 に示す実用鋼と同等の熱処理を加え、その後各種試験(引張、シャルピー衝撃、落重、硬さなど)を行った。材料特性に影響の大きい焼入時の冷却速度(800~400°C の平均)は A533B 鋼では 24.4°C/min、A387-22 鋼では 12°C/min である。また(1)式¹⁵⁾で定義されるテンパーパラメーター(T.P.)はおのおの 19.55×10^3 及び 20.4×10^3 である。

$$T.P. = T(\log t + 20) \dots\dots\dots (1)$$

Table 1. Chemical composition of materials (A 533 B steel).

Steel	Chemical composition (wt%)								Sol. Al	Sol. N
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo			
A	0.17	0.25	1.52	0.006	0.008	0.57	0.58	0.027	0.0038	
B	0.20	0.25	1.44	0.010	0.009	0.57	0.53	0.031	0.0043	
C	0.20	0.24	1.46	0.008	0.008	0.57	0.53	0.030	0.0078	
D	0.18	0.24	1.42	0.007	0.011	0.57	0.53	0.027	0.0088	
E	0.20	0.24	1.52	0.007	0.009	0.57	0.54	0.030	0.0110	
F	0.20	0.28	1.54	0.008	0.008	0.57	0.53	0.020	0.0103	
G	0.20	0.24	1.54	0.006	0.010	0.57	0.54	0.015	0.0086	
H	0.20	0.25	1.41	0.011	0.007	0.60	0.52	0.020	0.0155	
I	0.20	0.25	1.41	0.012	0.007	0.60	0.53	0.020	0.0173	

Table 2. Chemical composition of materials (A 387-22 steel).

Steel	Chemical composition (wt%)								Sol. Al	Sol. N
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo			
J	0.14	0.02	0.57	0.011	0.002	2.46	1.10	0.001	0.0059	
K	0.15	0.17	0.56	0.011	0.002	2.47	1.10	0.001	0.0074	
L	0.15	0.30	0.55	0.010	0.002	2.47	1.12	0.001	0.0072	
M	0.13	0.02	0.56	0.011	0.002	2.45	1.10	0.008	0.0057	
N	0.14	0.15	0.55	0.011	0.003	2.49	1.12	0.004	0.0049	
O	0.14	0.32	0.56	0.011	0.002	2.48	1.12	0.001	0.0052	
P	0.13	0.02	0.57	0.010	0.002	2.51	1.12	0.024	0.0053	
Q	0.14	0.17	0.57	0.012	0.002	2.51	1.13	0.017	0.0044	
R	0.14	0.31	0.56	0.012	0.002	2.48	1.10	0.012	0.0054	
S	0.13	0.02	0.56	0.010	0.002	2.49	1.11	0.025	0.0121	
T	0.14	0.17	0.55	0.011	0.003	2.48	1.12	0.021	0.0109	
U	0.14	0.31	0.55	0.012	0.002	2.46	1.10	0.014	0.0099	

ここで T: 加熱温度 (K), t: 加熱時間 (h) さらに焼入温度から小試験片を水焼入れし、ピクリン酸腐食によりオーステナイト粒径 ($\gamma G.S.$) を測定した。またシャルピー衝撃試験片を用いて走査型電子顕微鏡 (SEM) による破面観察及びマイクロ組織観察を行った。

3. 実験結果

3.1 A533B 鋼の特性に及ぼす Al と N の影響

3.1.1 靱性

得られた A533B 鋼の靱性値 (T_{NDT} : 無延性遷移温度, vT_{rs} : 50% 破面遷移温度, vT_{r30} : 吸収エネルギーが 30 ft-lb (41 J) となる遷移温度, vE_{-12} , vE_{40} : おのおの -12°C , 40°C での吸収エネルギー) 及び硬さ (Hv: ピッカース硬さ) を Table 3 に示す。Fig. 2 に Sol.

Table 3. Experimental results (A 533 B).

Steel	H_{v10}	T_{NDT}	vT_{rs}	vT_{r30}	vE_{-20}	vE_{40}	Sol. N/Sol. Al
A	196	-30	-1	-38	6.2	20.2	0.14
B	184	-20	7	-19	4.0	17.8	0.14
C	186	-25	6	-31	6.0	19.5	0.26
D	182	-40	-13	-46	9.1	19.5	0.33
E	183	-30	-7	-40	7.7	18.6	0.37
F	181	-40	-12	-48	8.9	19.6	0.52
G	176	-35	-17	-49	9.4	20.0	0.57
H	170	-40	-9	-48	9.0	19.2	0.78
I	168	-40	-11	-50	10.1	19.8	0.87

T_{NDT} , vT_{rs} , vT_{r30} : °C, vE_{-12} , vE_{40} : kgf-m

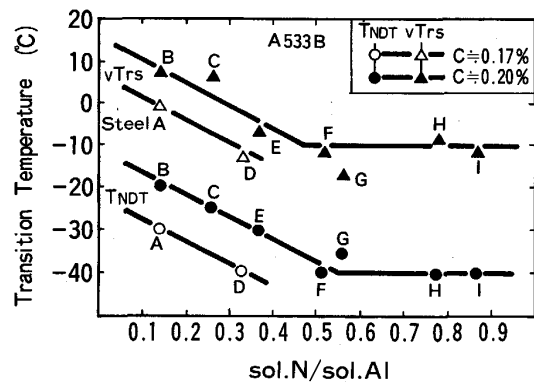


Fig. 2. Effect of Sol. N/Sol. Al on transition temperature.

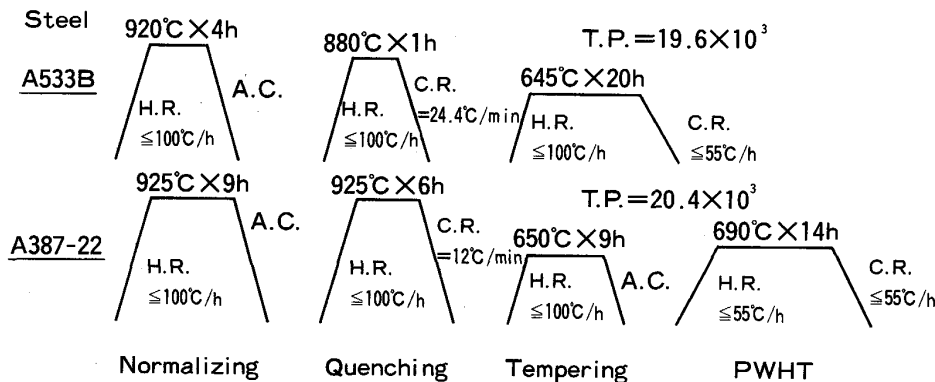


Fig. 1. Heat treatment conditions for materials.

N/Sol. Al の比と靱性の関係を示す。A533B 鋼では C 量が靱性に大きな影響を及ぼすので¹⁶⁾、C による層別を行った。同図によれば、Sol. N/Sol. Al の比の増加により靱性が向上し、この比が 0.5 以上で靱性が高位に安定する。

3.1.2 ミクロ組織と有効結晶粒径

Photo. 1 に A533B 代表鋼のミクロ組織、100% 脆性破面を示すシャルピー衝撃試験片の破面 (SEM) 及び同

破面から測定した有効結晶粒径 (E. F. G. S.: Effective Ferrite Grain Size) を示す。ミクロ組織はすべて上部ベイナイトにフェライトの混在した組織である。E. F. G. S. は、Sol. N/Sol. Al の比の増加により細粒化する。

3.2 A387-22 鋼の特性に及ぼす Al と N の影響

3.2.1 強度・靱性

Table 4 に A387-22 鋼の機械的性質を示す。同表中

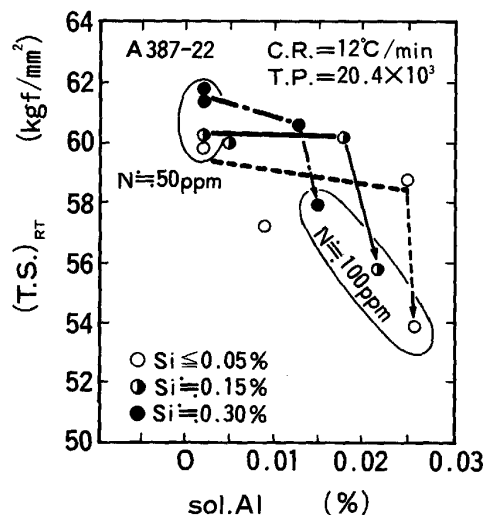


Fig. 3. Effect of Al content on tensile strength.

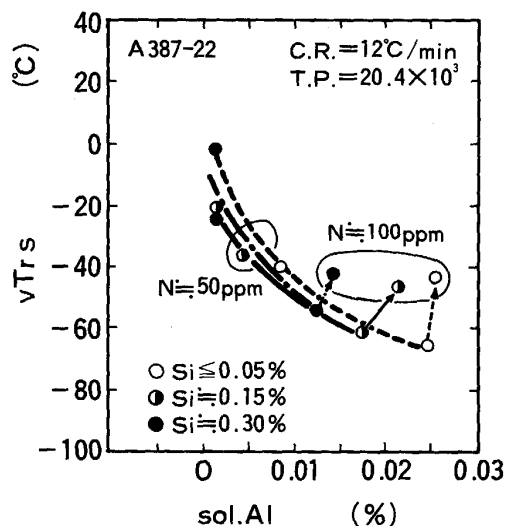
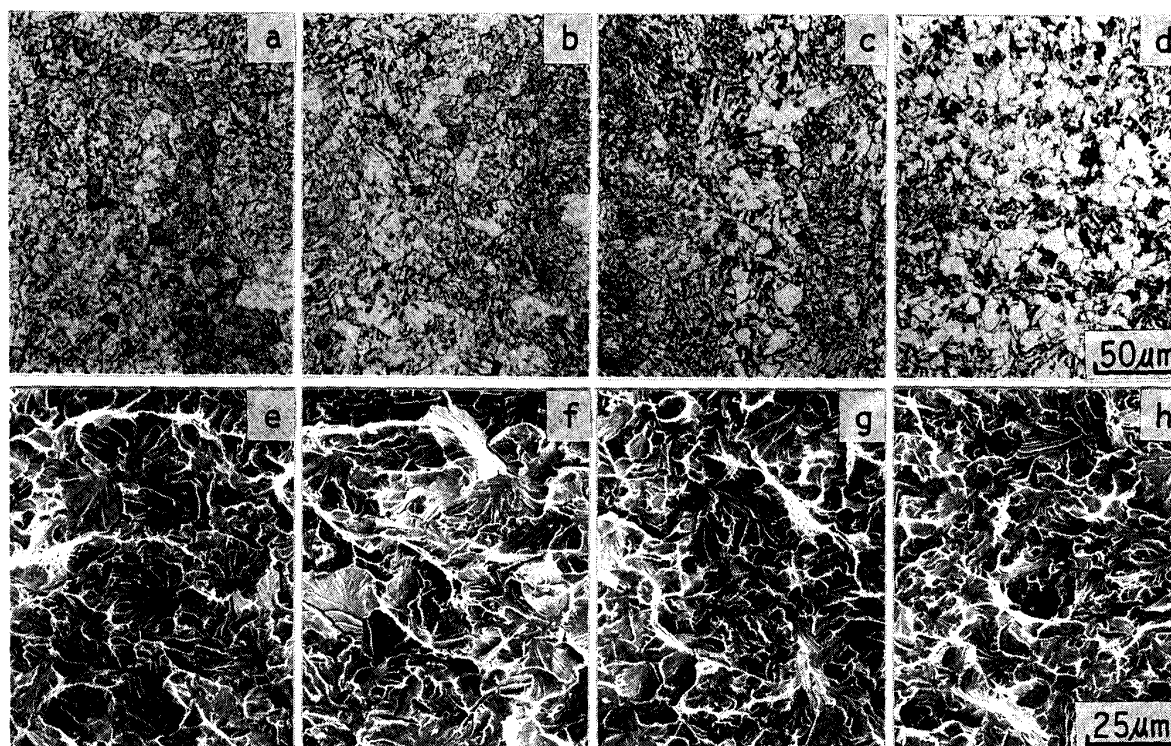


Fig. 4. Effect of Al content on transition temperature.



a,e: Steel A, E.F.G.S.=12.9 µm, Sol.N/Sol.Al=0.14
 b,f: Steel C, E.F.G.S.=12.1 µm, Sol.N/Sol.Al=0.26
 c,g: Steel G, E.F.G.S.=9.0 µm, Sol.N/Sol.Al=0.57
 d,h: Steel H, E.F.G.S.=7.3 µm, Sol.N/Sol.Al=0.78

Photo. 1. Effect of sol.N/sol.Al on microstructure and effective ferrite grain size (A533B steel).

の強度と Al 及び N 添加量の関係を Fig. 3 に、靱性との関係を Fig. 4 に示す。Al の添加で強度はゆるやかに低下するが、N 量が増えると急激に低下する。一方靱性

は Al の添加により急激に向上するが、N 量が増大するとかえって低下する。

Si 添加はわずかな強度の上昇と靱性の低下を招くが、Fig. 3, 4 に示したように Al, N 量と強度・靱性の関係に対しては影響を及ぼさず、Si に関する考察は省いた。

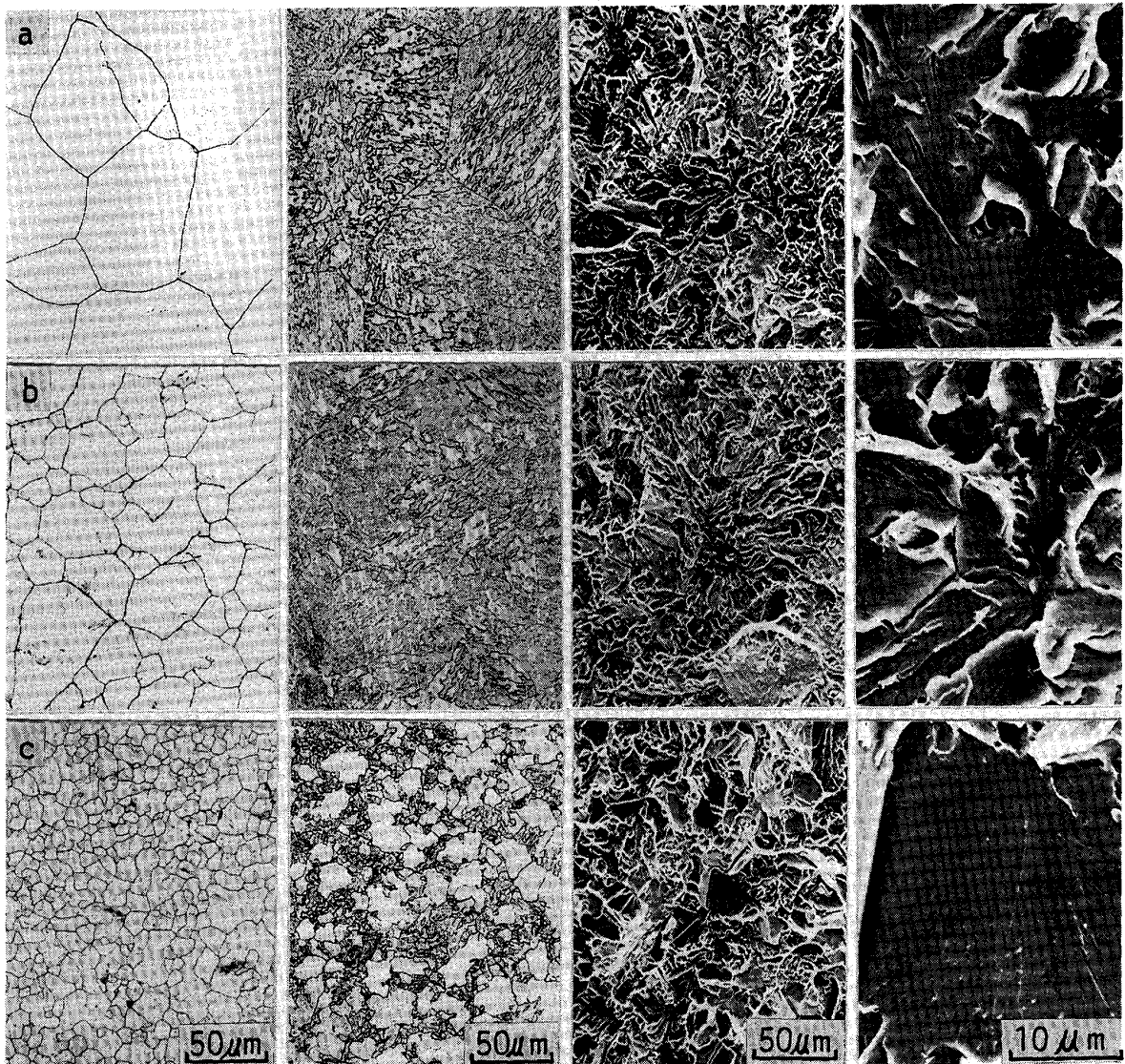
Table 4. Experimental results (A 387-22).

Steel	R. T.		454°C		Sol. N		Sol. Al	γG. S.No.
	Y. S.	T. S.	T. S.	σT_{rs}	σT_{r40}	σT_{r40}		
J	45.4	59.8	46.2	-2	-6	0.0059	0.001	5
K	43.8	60.2	46.9	-21	-27	0.0074	0.001	5
L	44.7	61.7	47.5	-3	-10	0.0072	0.001	4
M	42.8	57.2	44.8	-40	-48	0.0057	0.008	9
N	43.2	60.0	46.3	-36	-39	0.0049	0.004	5
O	45.3	61.4	47.1	-25	-37	0.0052	0.001	4
P	42.6	58.8	45.7	-65	-60	0.0053	0.024	6
Q	42.2	60.2	46.3	-61	-66	0.0044	0.017	8
R	39.2	60.6	45.9	-54	-61	0.0054	0.012	7
S	31.9	53.9	43.8	-43	-51	0.0121	0.025	11
T	33.6	55.8	44.3	-46	-50	0.0109	0.021	11
U	33.2	57.9	45.1	-42	-49	0.0099	0.014	11

Y. S., T. S.: kgf/mm², σT_{rs} , σT_{r40} : °C

3・2・2 オーステナイト粒度, ミクロ組織, 有効結晶粒径

Table 4 に示したように、A387-22 鋼の γG. S. は以下の三水準に区分される。①γG. S. ≤ 5 番 (粗粒): Al 無添加 (Sol. Al ≤ 0.005%) の場合, ②γG. S. = 6~8 番 (細粒であるが比較的粗い): Al 添加 (Sol. Al ≥ 約 0.010%) かつ N 量が 0.0050% 以下と低く Sol. N/Sol. Al < 0.45, ③γG. S. ≥ 11 番 (微細粒): Al 添加 (Sol.



a: Steel K, γG.S. No.=5, Sol.N=0.0074 wt%, Sol.Al=0.001 wt%
 b: Steel Q, γG.S. No.=7, Sol.N=0.0044 wt%, Sol.Al=0.017 wt%
 c: Steel T, γG.S. No.=11, Sol.N=0.0109 wt%, Sol.Al=0.021 wt%

Photo. 2. Effect of Al and N contents on γG.S. microstructure and effective ferrite grain size (A387-22 steel).

Al \geq 約 0.010%) かつ N 量が 0.0099% 以上と高く Sol. N/Sol. Al>0.48.

各条件を代表する鋼の γ G. S., ミクロ組織及び 100% 脆性破面 (SEM) を Photo. 2 に示す. γ G. S. が 8 番以下の K 及び Q 鋼はベイナイト単相を示すが, γ G. S. の細かい (γ G. S.=11 番) T 鋼にはポリゴナルフェライト (P_f) が生じている. P_f の生じた T 鋼においては部分的に大きなへき開破面が観察され, 靱性も Q 鋼より低下している. この大きなへき開破面 (=有効結晶粒径) はその分布がミクロ組織中の P_f と良く対応しており, P_f の破壊により形成されたものと考えられる.

4. 考 察

4.1 A533B 鋼の靱性に及ぼす Al と N の影響

4.1.1 靱性支配因子

ベイナイト (及びマルテンサイト) 鋼の靱性支配因子の一つとして有効結晶粒径 (E. F. G. S.) の概念がある¹⁷⁾¹⁸⁾. 松田らによれば, E. F. G. S. はへき開破面単

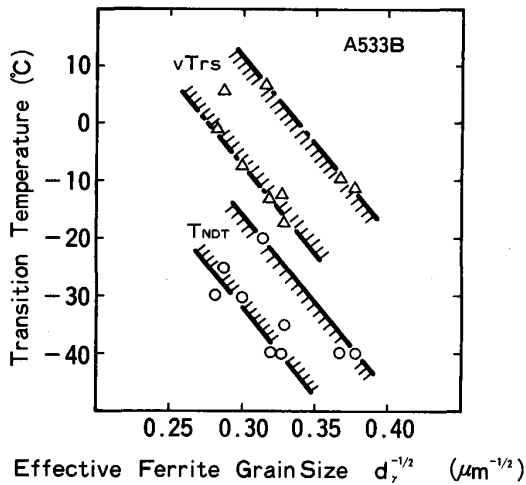


Fig. 5. Effect of d_γ on transition temperature.

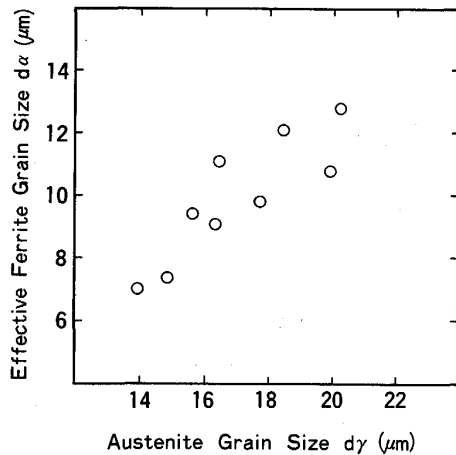


Fig. 6. Effect of d_γ on d_α .

位ともいわれ, 脆性破壊した試験片破面に生じるテイヤライン (へき開破面上の塑性的ちぎれ) で囲まれたへき開破面の大きさと定義され, これが細かいほど靱性は向上する¹⁷⁾. 今回の A533B 鋼でも, E. F. G. S. の微細化により靱性が向上し (Fig. 5), Fig. 6 に示す γ G. S. と E. F. G. S. の関係から, γ G. S. の微細化が E. F. G. S. の微細化を介して靱性を向上させたことがわかる.

4.1.2 γ G. S. と Al 量, N 量の関係

一般に γ G. S. の大きさは ZENNER による (2) 式¹⁹⁾ で表される.

$$d_\gamma = K(r/f) \dots \dots \dots (2)$$

ここで d_γ : オーステナイト粒径, r : 析出物半径
 f : 析出物体積分率, K : 定数

A533B 鋼において γ G. S. をピン止めする効果を持つ析出物は AlN であり, (2) 式より AlN の分布 (量および寸法) が γ G. S. および靱性に影響することが考えられる. そこで AlN の溶解度積²⁰⁾ より算出した AlN 析出量を γ G. S. と比較した (Fig. 7). 同図によると, γ G. S. の微細化には AlN 量の増加が有効ではあるが, 同時に Sol. N/Sol. Al の比によっても影響を受け, この比が 0.5 より大きい方が γ G. S. は細くなる. そこで次に, AlN の全析出量がほぼ等しく, Sol. N/Sol. Al の比が異なる鋼 C (AlN=0.0203%, Sol. N/Sol. Al=0.26, γ G. S.=18.5 μ m) と F (AlN=0.0222%, Sol. N/Sol. Al=0.52, γ G. S.=15.7 μ m) につき抽出レプリカ法により AlN を観察した. 結果を Photo. 3 に示す. (2) 式からも予想されるように γ G. S. の粗い鋼 C の AlN は粗大に析出しその数は少ない. 一方 γ G. S. の微細な鋼 F の AlN は微細に多数析出しており, この AlN の分布の違いが γ G. S. の差をもたらしたと結論される.

4.1.3 AlN の分布と Al 量, N 量の関係

極厚の A533B 鋼の圧延・熱処理工程における AlN の固溶・析出挙動については中尾ら²¹⁾の研究に詳しい. すなわち, 圧延前のスラブ加熱時に固溶した Al と N は

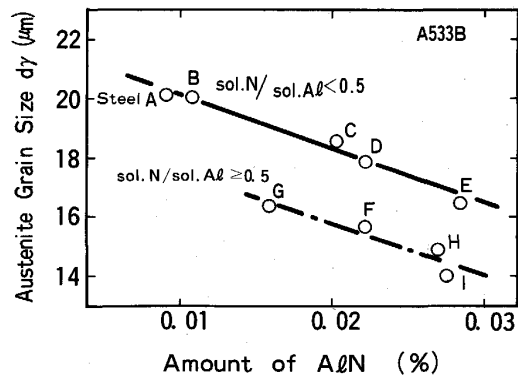
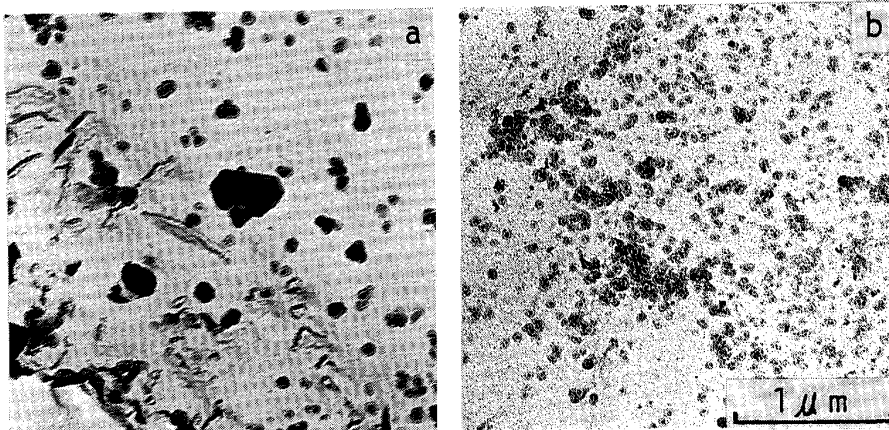


Fig. 7. Effect of amount of theoretical AlN on d_γ .



a : Steel C, Sol.N/Sol.Al=0.26
 b : Steel F, Sol.N/Sol.Al=0.52
 Photo. 3. Effect of Sol.N/Sol. Al on the morphology of AlN(A533B steel).

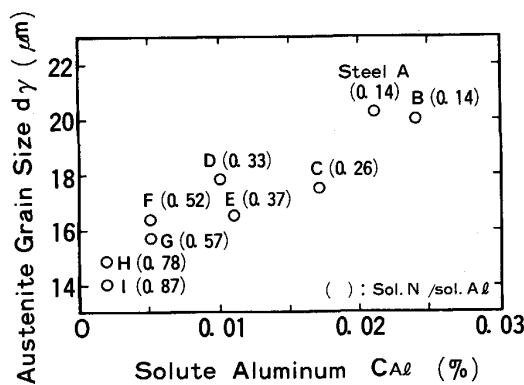


Fig. 8. Effect of solute aluminum on d_γ .

圧延後の冷却過程ではほとんど析出物が観察されず、いつたん冷却された後焼ならし等の調質熱処理の昇温過程で析出を開始し、オーステナイト化温度に到達する時点ではほぼ理論量の AlN が析出する。極厚鋼板においては、この調質熱処理時の昇温速度は非常に遅く（高々 100°C/h）、またオーステナイト化時間は 5~15 h と非常に長い間、この間に AlN が成長・粗大化することが考えられる。この AlN の成長・粗大化が OSTWALD 成長によるとみなすと、以下の考察が成り立つ。平野らによる M-A-B 三元系における析出粒子 A_nB_m の OSTWALD 成長解析結果²²⁾ を AlN に適用し、 $D_{Al} \ll D_N$ (D_{Al} , D_N : Al 及び N の拡散係数、880°C において $D_{Al} = 6.7 \times 10^{-10}$, $D_N = 2.0 \times 10^{-8}$ ²³⁾²⁴⁾) を考慮すると AlN の成長速度は(3)式で表される。

$$r = [(8\gamma \cdot D_{Al} \cdot C_{Al} \cdot Q_{AIN}) / (9R \cdot T)]^{1/3} \cdot t^{1/3} \dots (3)$$

ただし r : AlN 粒子半径, γ : 表面自由エネルギー, C_{Al} : 固溶 Al の平均濃度, Q_{AIN} : AlN 粒子のモル容積, R : 気体定数, T : 絶対温度, t : 時間

(3)式より $r \propto C_{Al}^{1/3}$ となり、 C_{Al} が高いほど AlN の成長が早く、また(2)式の関係から $\gamma G. S.$ が大きくなることわかる。A533B 鋼においては

$$C_{Al} \approx \text{Sol. Al} - \text{Al as AlN} \dots (4)$$

であり、(4)式から算出した C_{Al} と $\gamma G. S.$ の関係は Fig. 8 となる。同図中 () 内は Sol. N/Sol. Al の値であり、以下のことが明らかである。

① C_{Al} が低いほど $\gamma G. S.$ は細粒となる。

② Sol. N/Sol. Al の比が 0.5 までは、その比の増加により C_{Al} が大幅に低下し $\gamma G. S.$ が微細化するが、Sol. N/Sol. Al が 0.5 以上に増加しても C_{Al} の変化は少なく $\gamma G. S.$ も余り変わらない。

以上より AlN の析出形態を考慮すると、Al-N 線図は大きく次の三領域に区分される。

領域 I : Al, N の添加量が溶解度積以下で AlN が析出せず、 $\gamma G. S.$ が粗粒となる。

領域 II : 溶解度積以上の Al, N 添加により AlN が析出するが、 C_{Al} が高く AlN の成長・粗大化が生じ、 $\gamma G. S.$ は細粒ではあるが比較的粗い。(Sol. N/Sol. Al < 0.5)

領域 III : 溶解度積以上の Al, N 添加により AlN が析出し、かつ C_{Al} が低い間 AlN の成長が少なく、AlN が安定して微細に分散する。この結果 $\gamma G. S.$ は微細になる。(Sol. N/Sol. Al \geq 0.5)

以上の概念を Fig. 9 に図示する。

なお、窒化物の析出形態に及ぼす形成示素の影響として TiN に関する同様の報告があり、やはり N より拡散速度の遅い Ti が多く固溶すると TiN が粗大化する²⁵⁾。

4.2 A387-22 鋼の強度・靱性に及ぼす Al と N の影響

4.2.1 強度・靱性支配因子

A387-22 鋼は非常に焼入性が高く、通常はベイナイト単相のマイクロ組織を示すが、極厚鋼板のように焼入冷却速度が非常に遅くなるとマイクロ組織中に P_f が生じ強度が低下する⁵⁾²⁶⁾。一般に $\gamma G. S.$ の微細化は鋼の焼入性を低下させ、A387-22 鋼でも $\gamma G. S.$ の微細な鋼 S, T, U は焼入性が低下し P_f が生じ、これが急激な強度低下をもたらしている。

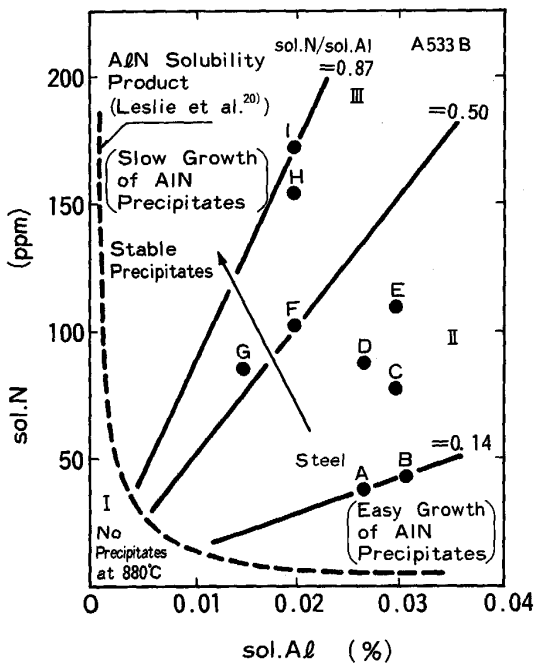


Fig. 9. Schematic presentation of aluminum nitride precipitates morphology.

ベイナイト中の P_f が強度と同時に靱性も低下させる理由については明快な説明はないが、Photo. 2 によれば、低靱性鋼にはその原因と考えられる巨大なへき開破面が生じ、その大きさはほぼ P_f の大きさと一致する。一つの P_f 内部では結晶方位は等しく、ベイナイトに比べれば E, F, G, S が大きくなることは十分考えられることから、 P_f の発生による靱性の低下は P_f 自身が大きな E, F, G, S を形成するためと考えられる。

マイクロ組織がベイナイト单相の場合、 $\gamma G, S$ の寸法が直接 E, F, G, S の寸法を支配するため、 $\gamma G, S$ の細かい鋼 P, Q, R は $\gamma G, S$ の粗い鋼 J~O より靱性が優れる。

4.2.2 $\gamma G, S$ と Al 量, N 量の関係

A387-22 鋼における $\gamma G, S$ と Al, N 量の関係は、A533B 鋼の場合と等しい。Fig. 10 に A387-22 鋼の $\gamma G, S$ と Al, N 量の関係を示すが、4.1.3 節で述べたように、AIN の析出しない領域 I では $\gamma G, S$ は 4~5 番の粗粒、AIN が粗大化しやすい領域 II では 6~8 番の細粒、AIN が微細に析出する領域 III では 11 番程度の微細粒となる。

4.3 A533B 鋼, A387-22 鋼の靱性・強度に及ぼす Al, N 量の影響

以上の考察から、A533B, A387-22 両鋼において、Al 及び N は AIN の析出形態を介して両鋼の靱性・強度に影響を及ぼすことが判明した。すなわち両鋼において、AIN の析出形態及び $\gamma G, S$ に及ぼす Al と N の影響は

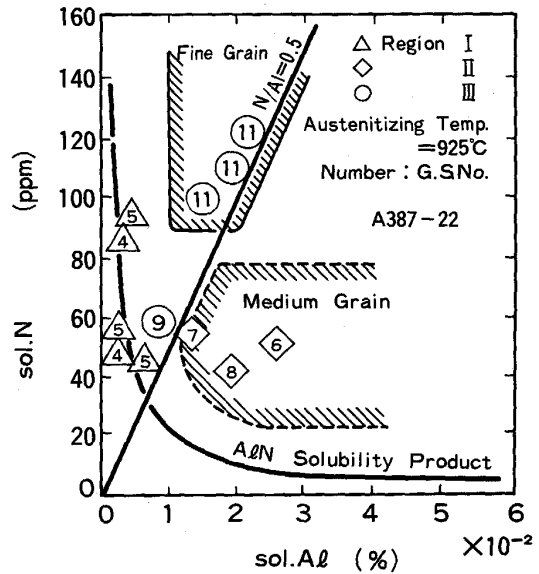


Fig. 10. Effect of Al and N contents on austenite grain size.

等しく、Fig. 9, Fig. 10 で示される。しかしながら、靱性・強度を確保するための最適な Al 及び N の添加量は両鋼において異なる。これは両鋼のマイクロ組織が異なるため、フェライト+上部ベイナイトの混合組織を有する A533B 鋼では、靱性確保の観点から微細な $\gamma G, S$ が望ましく、 $Sol. N/Sol. Al \geq 0.5$ (領域 II) が最適であるが、ベイナイト单相組織が望ましい A387-22 鋼では、微細な $\gamma G, S$ は焼入性の低下による P_f の発生を招き、強度と同時に靱性の低下をもたらすため避けるべきで、強度・靱性を共に満足できる $Sol. N/Sol. Al < 0.5$ (領域 III) への制御が好ましい。

5. 結 論

A533B 鋼, A387-22 鋼の靱性・強度に及ぼす Al, N の影響とメカニズムを検討して以下の結果を得た。

1) Al の添加 ($\geq 約 0.010\%$) により両鋼の $\gamma G, S$ は細粒となるが、細粒の程度は Al と N の割合によつて異なり、 $Sol. N/Sol. Al < 0.5$ では粒度 No. 6~8, $Sol. N/Sol. Al \geq 0.5$ では粒度 No. が 9 以上の微細粒となる。

2) この原因は AIN の析出状態の違いによるため、その違いは AIN の OSTWARD 成長により説明される。

3) 靱性・強度の観点から考えると、両鋼の最適な $\gamma G, S$ (従つて最適な Al と N の添加範囲) は異なる。フェライト+上部ベイナイトの混合組織を有する A533B 鋼では、細粒 $\gamma G, S$ が細粒の有効結晶粒をもたらすため、靱性確保の観点から $Sol. N/Sol. Al \geq 0.5$ の範囲 (領域 III) が好ましい。一方、A387-22 鋼では、

焼入性の低下は P_f の発生を招き、強度と靱性を低下させるので、Al と N の適性範囲としては、焼入性低下の少ない Sol. N/Sol. Al < 0.5 (領域 II, γ G. S.: 6~8 番) の範囲が好ましい。

4) A387-22 鋼にて、 P_f の発生が靱性の低下をもたらす理由は、ベイナイト中に生成した P_f 自身が大きなへき開破面を構成するためと考えられる。

文 献

- 1) 長谷川正義, 米沢利夫: 鉄と鋼, **56** (1970), p. 446
- 2) 沢田昭二: 第 11 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1971), p. 63
- 3) 宮野樺太男, 島崎正英: 高圧力 (1971) 2, p. 9
- 4) 宮野樺太男, 足立孝夫: 鉄と鋼, **56** (1970), p. 1757
- 5) M. SEMCHYSHEN and K. KUNDIG: Molybdenum Mosaic, **7** (1985), p. 6
- 6) W. E. ERWIN and J. G. KERR: WRC Bulletin 275 (1982)
- 7) 高島弘教, 武田鉄治郎, 中島浩衛, 菊竹哲夫, 山中勝義, 中尾仁二, 伊藤亀太郎: 製鉄研究, **309** (1982), p. 60
- 8) たとえば, 花井 諭, 竹本長靖, 水山弥一郎, 佐藤康則: 鉄と鋼, **57** (1971), p. 386
- 9) 中村 素, 栗山良員, 雑賀喜規, 深川宗光: 石川島播磨技報, **3** (1963) 9, p. 7
- 10) 中村 素, 栗山良員, 雑賀喜規, 深川宗光: 石川島播磨技報, **3** (1963) 9, p. 14
- 11) 高石昭吾, 中尾仁二, 山場良太: 鉄と鋼, **61** (1975), S 294
- 12) 今井勇之進, 佐々木寛, 香川博幸: 鉄と鋼, **48** (1962), p. 1592
- 13) 鈴木 章, 木下修司, 伊藤孝道, 上田武司: 鉄と鋼, **53** (1967), p. 1299
- 14) 木下修司, 上田武司, 鈴木 章: 鉄と鋼, **59** (1973), p. 446
- 15) J. HOLLOWAY: Trans. AIME, **162** (1945), p. 223
- 16) 斉藤 晟, 中尾仁二, 菊竹哲夫: 鉄と鋼, **61** (1975), S 748
- 17) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘: Toward Improved Ductility and Toughness, ISIJ (1971), p. 47
- 18) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: Toward Improved Ductility and Toughness, ISIJ (1971), p. 85
- 19) C. ZENNER: Trans. AIME, **175** (1948), p. 45
- 20) W. C. LESLIE, R. L. RICKETT, C. L. DOTSON and C. S. WALTON: Trans. ASM, **46** (1954), p. 1470
- 21) 中尾仁二, 山場良太, 青木 至, 川合亜之, 間淵秀里, 高石昭吾: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 1708
- 22) 平野賢一: 合金の析出 (幸田成康監修) (1972), p. 206 [丸善]
- 23) P. GRIEVESON *et al.*: Trans. AIME, **203** (1964), p. 407
- 24) C. J. SMITHELLS: Metal Reference Book (1962), p. 593 [Butterworths]
- 25) 笠松 裕, 高嶋修司, 細谷隆司: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1232
- 26) 朝生一夫, 谷 豪文, 今中拓一, 佐藤新吾, 中野善文, 佐藤信二: 川崎製鉄技報, **15** (1983), p. 249