

高窒素-バナジウム添加による低炭素当量 焼ならし型引張強さ 50 kgf/mm² 級高張力 鋼の開発

内野 耕一*・大野 恭秀*²・矢野清之助*³
長谷川俊永*⁴・森川 博文*⁵

Development of Low Carbon Equivalent and Normalized HT50 Steel with High N-V Addition

Kouichi UCHINO, Yasuhide OHNO, Seinosuke YANO,
Toshiei HASEGAWA and Hirofumi MORIKAWA

Synopsis :

For the decrease of C_{eq} of normalized HT50 through the grain refining effect, the effect of reheating, rolling conditions and contents of V, N, Al on the mechanical properties of high N-V added steel has been investigated.

The results obtained are as follows,

1) The decrease of strength and the deterioration of toughness occur with higher content of Al in low temperature reheating. And the strength of as-rolled increases with higher V, N content within a limits of relation, $V = 3.64 N$ (wt%). On the other hand, in normalized steel the adequate contents of V, N are 0.03 ~ 0.09%, 150 ~ 200 ppm respectively. The toughness is improved with higher content of V and N, however the excess addition of V, N deteriorates the toughness in as-rolled steel.

2) The mechanical properties of high V-N added steel are influenced by VN precipitates and austenite grain size is subject to VN through Gladman's relation. And the amount of VN precipitates is decided due to the precipitation in equilibrium with residual N after precipitation of AlN.

Key words : grain refinement; strength; toughness; vanadium nitrogen; normalizing; γ -grain size; α -grain size; low carbon equivalent; HT50.

1. 緒 言

近年、厚板の製造技術は TMCP (Thermo Mechanical Control Process) 技術¹⁾ にみられるように著しい発展をみせ、例えば造船用 HT50 においては、従来に比較して低い炭素当量での鋼の製造を可能として、溶接性の向上などが図られている²⁾。一方、熱間加工など再熱工程を経る用途に対しては焼ならし処理が主流であり、これらの分野においても溶接性の向上、製造コストの低減などから低炭素当量化が望まれている。

焼ならし後の強度、靱性の向上に結晶粒度の細粒化が

効果を持つことは良く知られており、その細粒化の手段としては、加熱時のオーステナイト (γ) 粒の微細化、あるいは γ からフェライト (α) 変態時の α の核生成を促進させ、いわゆる γ/α 変換比を増大させる方法の二つが考えられるが、焼ならし時の細粒化には加熱時の γ 粒の微細化がよく用いられる。 γ 粒は加熱温度や時間、析出物の存在により影響を受け、その代表的な微細化方法として、Nb, Al, Ti, V などの窒化物が利用される。300~400 ppm と高い N 量と各種窒化物形成元素の組合せによる 900°C 加熱の焼ならし時の γ 粒の細粒化の程度は、Nb 添加鋼のそれが ASTM 粒度番号 (N_γ) で約

昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 9 月 20 日受付 (Received Sep. 20, 1989)

* 新日本製鉄(株)八幡技術研究部 (Yawata R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahatahigashi-ku Kitakyushu 805)

*² 新日本製鉄(株)素材第二研究センター (Material Research Lab. II, Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)厚板・条鋼研究センター (現: 日本鑄鍛鋼) 工博 (Plate, Bar, Shape & Wire Rod Research Lab., Nippon Steel Corp., Now Japan Casting & Forging Corporation)

*⁴ 新日本製鉄(株)厚板・条鋼研究センター (Plate, Bar, Shape & Wire Rod Research Lab., Nippon Steel Corp.)

*⁵ 新日本製鉄(株)解析科学研究センター 工博 (Materials Characterization Research Lab., Nippon Steel Corp.)

9.5 番³⁾であるのに対し, V 添加鋼の場合, 約 10.5 番と 1 番程度, VN 利用の方が細かく, かつ α 粒も 11~12 番と非常に細くなる⁴⁾. ERASMUS ら⁵⁾は, 窒化物としての Al, Zr, Ti の利用はそれらが硫化物を形成し, 熱間加工性を阻害するとして, その影響のない V に着目して, V, N 添加鋼の検討を行っている. この高 N-V 添加鋼の細粒効果の利用に関しては多くの研究がなされており^{6)~13)}, 規格化された鋼としては ASTM A633E がよく知られている. 著者らは低炭素当量の焼ならし型引張強さ 50 kgf/mm² 級高張力鋼の開発を目的にこの高 N-V 添加鋼に着目し, 再加熱時の α 粒細粒化への V, N 量の影響や α 粒細粒化機構について検討し, 高 N-V 添加鋼の α 粒細粒化は VN による再加熱時の γ 粒の細粒化に加え, $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時の γ/α 変換比の増大が重畳する結果であることを明らかにした⁴⁾.

一方, KONIG ら¹³⁾は VN の析出には AlN の析出が大きく影響することを示唆している. そこで, 本報ではアルミキルド鋼での VN の利用を前提として, 高 N-V 添加鋼の機械的な性質に及ぼすスラブ加熱圧延条件や V, N, Al 添加量の影響を検討し, それらの知見を生かした低炭素当量の焼ならし型 HT50 の開発について報告する.

2. 実 験

2.1 供試材

本研究の供試材はその目的に応じて 4 種類に分類される. それらの化学成分を Table 1 にまとめて示す. 鋼 A は母材の機械的性質, γ 粒, α 粒および析出物におよぼすプロセス条件の影響を検討するために用いた実転炉溶製の ASTM A633E 相当の焼ならし後, 引張強さ 60 kgf/mm² 級の鋼である. 鋼 B, C, D は VN 析出におよぼす Al 量の影響を検討するために用いた Al 量 0~0.04 wt% の真空溶解炉材である. 鋼 E~R は引張強さ 50 kgf/mm² 級の鋼の降伏強度と靱性におよぼす V, N 量の影響を調査するのに用いた電気炉溶解材である. V, N の検討範囲は実炉溶製可能なことを考慮して N = 100~200 ppm, V = 0~0.1 wt% とした. 鋼 S は引張強さ 50 kgf/mm² 級の高 N-V 添加鋼として実炉溶製した炭素当量 0.35% の鋼である.

2.2 実験方法

2.2.1 圧延加熱温度の影響

Table 1 の鋼 A の 150 mm 厚素材を 1250~1000°C の 50°C ごとの温度で 1 h 加熱したのち, 8 パスで 50 mm 厚に圧延した. 仕上温度は 900°C であった. 圧延材の一部は 900°C × 30 min の焼ならしをおこない, 両

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	V	T. Al	N	Ca	Ceq. (WES)	Remarks
A	0.19	0.47	1.46	0.016	0.003	0.08	0.027	0.0210	0.0045	0.46	A633 E
B	0.19	0.49	1.51	0.003	0.001	0.10	—	0.0140	—	0.47	Effect of Al add.
C	0.20	0.49	1.51	0.002	<0.001	0.10	0.019	0.0150	—	0.48	
D	0.19	0.49	1.49	0.002	0.001	0.10	0.043	0.0150	—	0.47	
E	0.08	0.35	1.40	0.010	0.003	0.09	0.020	0.0100	—	0.33	
F	0.08	0.35	1.40	0.010	0.003	0.09	0.020	0.0130	—	0.33	Effect of V and N add.
G	0.08	0.36	1.42	0.010	0.003	0.09	0.021	0.0145	—	0.33	
H	0.08	0.34	1.41	0.009	0.003	0.09	0.021	0.0170	—	0.33	
I	0.08	0.36	1.42	0.010	0.003	0.09	0.021	0.0200	—	0.33	
J	0.08	0.34	1.41	0.011	0.003	—	0.020	0.0145	—	0.33	
K	0.08	0.34	1.41	0.011	0.003	0.03	0.020	0.0145	—	0.33	
L	0.08	0.35	1.42	0.011	0.003	0.06	0.021	0.0147	—	0.33	
M	0.08	0.35	1.42	0.011	0.003	0.09	0.021	0.0147	—	0.33	
N	0.08	0.35	1.40	0.010	0.003	—	0.019	0.0195	—	0.33	
O	0.08	0.35	1.40	0.010	0.003	0.03	0.019	0.0195	—	0.33	
P	0.08	0.36	1.41	0.011	0.003	0.06	0.020	0.0196	—	0.33	
Q	0.08	0.34	1.40	0.013	0.003	0.07	0.020	0.0195	—	0.33	
R	0.08	0.36	1.40	0.011	0.003	0.09	0.020	0.0196	—	0.33	
S	0.09	0.39	1.43	0.014	0.005	0.09	0.014	0.0173	0.0040	0.35	New HT 50

者とも引張り, シャルピー試験, α 結晶粒度測定, 析出物分析に供した. またスラブ加熱, 焼ならし加熱直後の水冷による γ 粒度測定および析出物分析もおこなった.

2.2.2 Al 添加量の影響

Table 1 の鋼 B, C, D のそれぞれ 40 mm および 63 mm 厚スラブを用い, 40 mm 厚スラブは 1100°C × 1 h 加熱した後 13 mm 厚に圧延放冷した. 仕上温度は 900°C および 700°C である. 63 mm 厚スラブは 1250°C × 1 h 加熱した後 1100°C 以上で 40 mm 厚に圧延し, その後は 1100°C 加熱材と同様の圧延をおこなった. 圧延材の一部は 900°C × 30 min の焼ならしをおこない機械試験, 結晶粒度測定および析出物分析に供した. 分析は圧延直後と焼ならし加熱直後の γ 中と放冷後の α 中についておこなった.

2.2.3 V, N 添加量の機械的性質への影響

Table 1 の V, N 添加量の異なる鋼 E~R の 250 kg 鋼塊を 1250°C × 1 h 加熱後 40 mm 厚に圧延し, 一部は 900°C × 30 min の焼ならしをおこない引張り, シャルピー試験に供した.

2.2.4 実炉溶製材による確性実験

Table 1 の鋼 S を転炉溶製後, 造塊-分塊し 300 mm 厚スラブとした. 圧延は 1100°C および 1250°C 加熱後, 75 mm 厚に仕上げた. 一部を 900°C × 20 min の焼ならしをおこない, 機械試験に供した.

3. 実 験 結 果

3.1 圧延加熱温度の影響

圧延まおよび焼ならし後の強度と靱性におよぼす圧延加熱温度の影響を Fig. 1 に示す.

圧延まの強度はスラブ加熱温度の上昇に伴って増加する傾向にあり, 特に 1150°C 以上ではその増加が著

しい。靱性も加熱温度上昇にしたがい $vTrs$ が高温側へ移行し、強度の増加が著しかった 1250°C 加熱で靱性も著しく劣化する。

一方、焼ならし後の強度と靱性はスラブ加熱温度の影響を受けない。高温加熱でわずかながら靱性が向上する程度である。

次に圧延、熱処理工程の中で γ 状態 ((a), (c)) および α 状態 ((b), (d)) での結晶粒度と析出物分析結果を Fig. 2 に示す。スラブ加熱温度が高くなれば γ 粒度 (N_γ) が著しく粗大化するにもかかわらず、圧延放冷後の α 粒度はほぼ一定の値を示す。析出物の挙動を見る

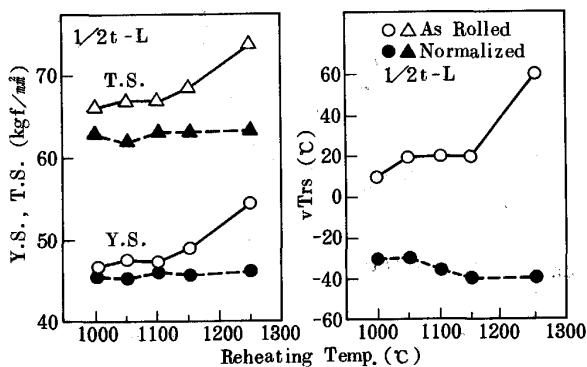


Fig. 1. Effect of slab reheating temperature on mechanical properties in steel A ($t = 50$ mm).

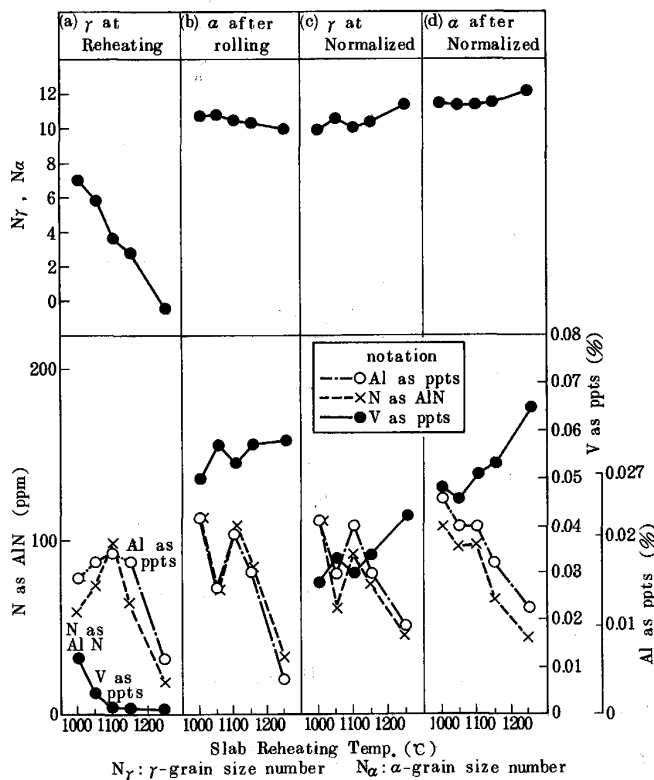


Fig. 2. Effect of heat cycle on nitrides, γ -grain size number (N_γ) and α -grain size number (N_α) (steel A).

と図に示すように Al 化合物として分析される Al 量は、AlN として分析された Al 量とはほぼ等しいので Al は AlN としてのみ析出していると考えられる。スラブ加熱時に析出する AlN 量はある温度 (本実験では 1100°C) で最大となっている。圧延放冷後では 1000°C 加熱材の AlN 析出が増加している。この理由は圧延が 1000~900°C の低温域のみで行われたために、AlN の析出が加工で促進されたためであろう。圧延後 AlN の析出量が定まるとその後の焼ならし加熱時や焼ならし後の析出量にほとんど変化はみられない。スラブ加熱温度が高いとスラブ加熱時の γ 中には VN はほとんど析出しないが、圧延放冷以降の工程では VN は多量に析出する。焼ならし加熱時および焼ならし後に析出する VN 量は Fig. 2 (b), (c), (d) に示すように AlN の析出量と逆の傾向を示している。

3.2 Al 量の機械的性質、析出挙動への影響

強度、靱性におよぼすプロセス条件と Al 量の影響を Fig. 3 に示す。

圧延まま材の強度におよぼす Al 量の影響は加熱温度によって異なる。高温加熱の場合、強度は Al 量に影響されないが、低温加熱の場合、強度は Al 量が増加するにしたがって低下する。焼ならし材の強度は加熱温度および圧延仕上温度にかかわらず Al 量に影響されない。

圧延まま材の靱性は高温加熱では Al 量の影響がほとんどないが、低温加熱では Al 量の増加とともに向上する。また、圧延仕上温度が低いとやや高靱性を示す。焼ならし材の靱性は Al 量とともに劣化する。

以上述べた強度、靱性の変化は α 結晶粒度および VN

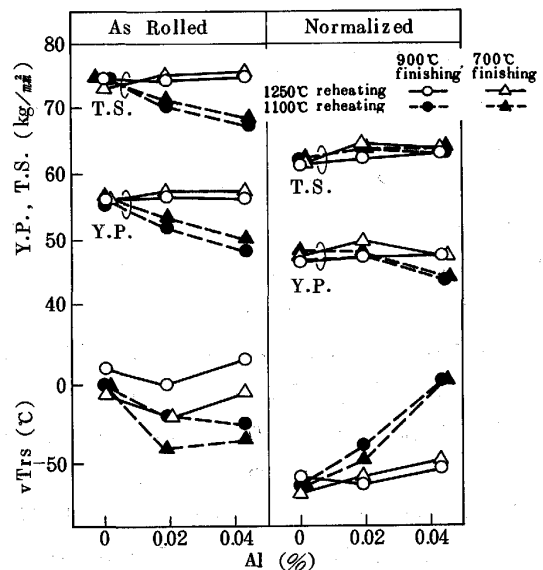


Fig. 3. Effect of process and Al content on mechanical properties in steel B, C, D ($t = 13$ mm).

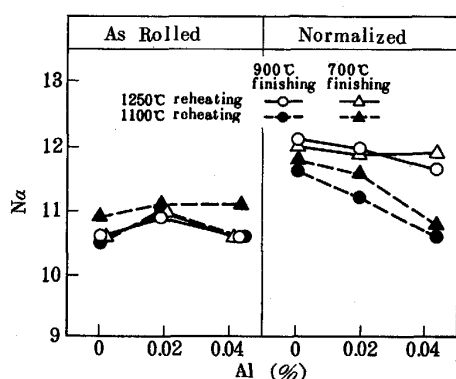


Fig. 4. Effect of process and Al content on N_α in steel B, C, D.

析出強化と強い関わりがあると考えられる。Fig. 4 に α 粒度におよぼすプロセスと Al 量の影響を示す。圧延仕上温度は圧延まよび焼ならし後の α 粒度にほとんど影響しない。圧延までの α 粒度への加熱温度、Al 量の影響は少ない。ただし、1100°C 加熱、700°C 仕上げの材料の粒度は高温加熱材あるいは高温仕上材より細かい傾向を示す。また、焼ならし後の α 粒度は高温加熱の場合、Al 量の影響が小さいが、低温加熱の場合、Al 量が増すにしたがい粗粒となる。

つぎにプロセスおよび Al 量が析出物の挙動におよぼす影響を Fig. 5 に示す。圧延仕上温度は VN および AIN の析出にほとんど影響をおよぼさない。高温加熱すると圧延過程では AIN は析出せず、焼ならし過程で析出する。低温加熱の場合、圧延段階で AIN が存在し、かつ、その量は Al 量が多いほど多くなる。圧延段階で存在する AIN は加熱時に未固溶であった AIN が持ちきたされたものと考えられる。低温加熱材を圧延後焼ならししても AIN の析出量の変化は少ない。一方、各プロセスにおける VN 量は AIN 量と逆の傾向を示す。すなわち、AIN 量が多くなるほど VN 量は少なくなる。

3.3 V, N 量の機械的性質への影響

Fig. 6 に圧延まよび焼ならし後の σ_y におよぼす V, N 量の影響を示す。まず、圧延ま材については図中に得られた σ_y の値から等線を描いているが、V, N 量の増加に伴い σ_y は上昇する。ただし、一定 N 量の場合、化学量論的に当量、すなわち $[\text{wt}\%V] = 3.64 [\text{wt}\%N]$ 以上の V を添加しても σ_y の向上はほとんど認められない。一方、焼ならし材については圧延ま材に比較して V, N 量の顕著な影響はみられず、図中に斜線で示した V, N 量の範囲 (本実験では $V = 0.03 \sim 0.1\%$, $N = 150 \sim 200 \text{ ppm}$) ではほぼ一定の σ_y が得られる。

Fig. 7 には圧延ま、焼ならし後の靱性におよぼす V,

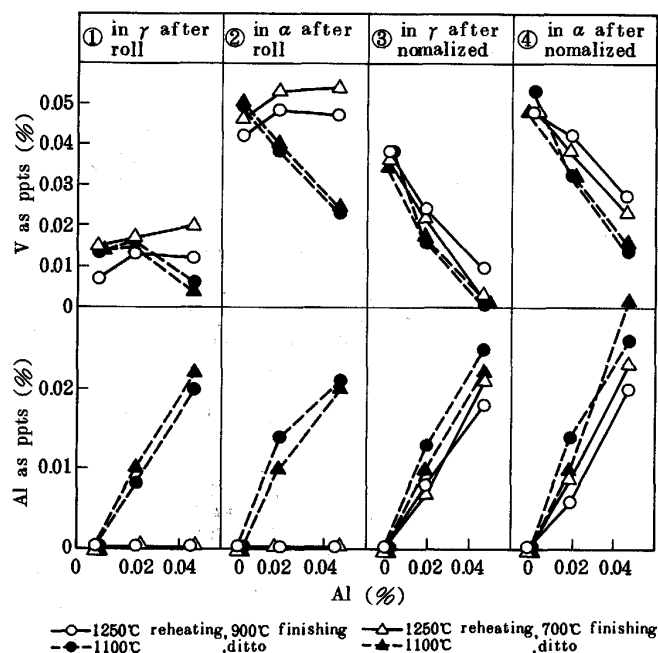


Fig. 5. Effect of process and Al content on VN and AIN precipitation in steel B, C, D.

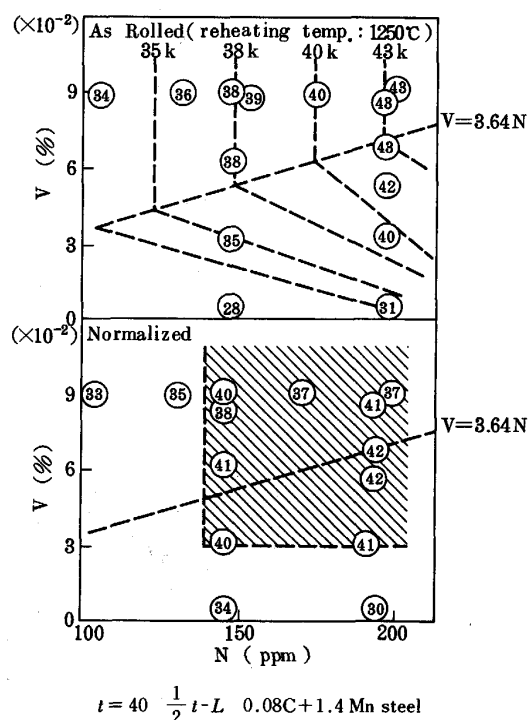
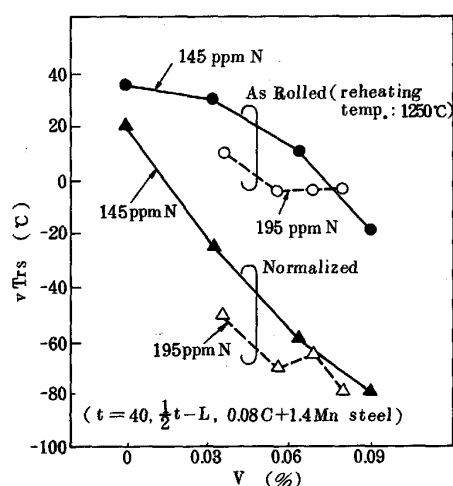


Fig. 6. Effect of V, N content on yield strength.

N の影響を示す。N = 145, 195 ppm においてそれぞれ V 量を変化させた結果であるが圧延ま、焼ならし後ともに V, N 量を増やすと高靱性となる。

3.4 実炉溶解試作結果

前節までに示した実験室での検討の結果、C = 0.08%, Mn = 1.40% を基本として V を 0.03 ~ 0.09%, N を

Fig. 7. Effect of V, N content on $vTrs$.

150~200 ppm とすると焼ならし後、降伏点 36 kgf/mm² 以上の高靱性鋼が得られること、および Al 量をできるだけ低くすると焼ならし前の加熱圧延条件の影響を受けにくいこと等の知見を得た。そこでこれらの結果を踏まえ、Table 1 に示したように Al 量を 0.014% と低くし、V = 0.087%, N = 173 ppm の低炭素当量 ($C_{eq} = 0.345\%$) の鋼 S を用い、試作実験を行った。

Table 2 にスラブ加熱温度、1100°C、1250°C それぞれの圧延まま材、および焼ならし後の機械的性質を示す。圧延まま材の引張強さは 50 kgf/mm² 以上の値がスラブ加熱温度 1100、1250°C 両者ともに得られている。一方、靱性については 1100°C の方が良好な値を示すが、

1250°C 加熱材でも $vTrs = -22^\circ\text{C}$ と良好な値を示す。これらの圧延まま材の機械的な性質への圧延加熱温度の影響を実験室検討と比較すると、C 量が異なるため絶対値に差はあるものの Fig. 1 や Fig. 3 に示した結果と同様の傾向を示している。また、Fig. 7 に示した 0.08%C 量での圧延加熱温度 1250°C の結果と Table 2 に示した 1250°C のそれはほぼ等しい値を示し、実炉溶解材は実験室での検討結果をよく再現している。一方、焼ならし後の機械的性質は 1100°C、1250°C 加熱材ともに引張強さ 50 kgf/mm² 以上の値を示す。靱性についても両者ともに $vTrs = -85^\circ\text{C}$ と非常に優れた値を示す。

Photo. 1 に 1100°C 加熱の場合の圧延まま、焼ならし後の光学顕微鏡組織を示す。圧延まま材で ASTM- α 粒度 No. = 9、焼ならし材のそれが 11.3 と非常に細かい α 粒を呈している。

4. 考 察

4.1 スラブ加熱温度の細粒効果、析出強化への影響

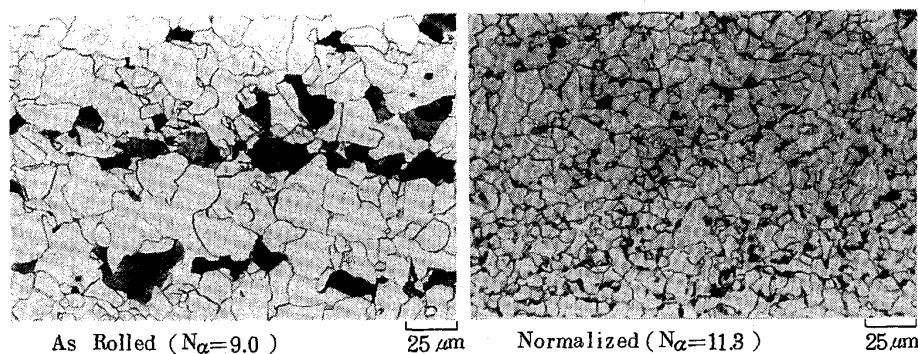
Fig. 8 に 3.1 節で示したスラブ加熱温度と機械的性質、および α 粒度の関係から、 σ_y に対する細粒強化、および析出強化の寄与を計算で求めて示した。その時の α 粒度もいっしょに示した。それぞれの寄与の計算は、PICKERING ら¹⁴⁾ の示した (1) 式で求めた。

$$\sigma_y = \sigma_o + \sigma_s + \sigma_p + k_y d^{-1/2} \dots \dots \dots (1)$$

ただし、 $\sigma_o = 8.3 \text{ kgf/mm}^2$ (純鉄の強さ)

Table 2. Mechanical properties of newly developed steel S.

Plate thickness (mm)	Slab reheating temperature (°C)	Heat treatment	Tensile properties (JIS No. 4, 1/4 t-L)				V-Charpy impact properties (JIS No. 4, 1/4 t-L)		
			Y.P (kgf/mm ²)	T.S (kgf/mm ²)	El (%)	RA (%)	$vTrs$ (°C)	$vE-20$ (kgf·m)	$vE-40$ (kgf·m)
75	1250	As rolled	38.8	55.6	35	72	-22	16.7	2.6
		Normalized	34.6	51.3	41	80	-85	26.9	21.6
	1100	As rolled	36.3	53.0	35	74	-53	21.7	18.7
		Normalized	39.9	51.7	40	79	-85	28.7	28.6



1100°C slab reheating $t = 75 \text{ } 1/2 t-L$ section

Photo. 1. Micro-structures of newly developed steels.

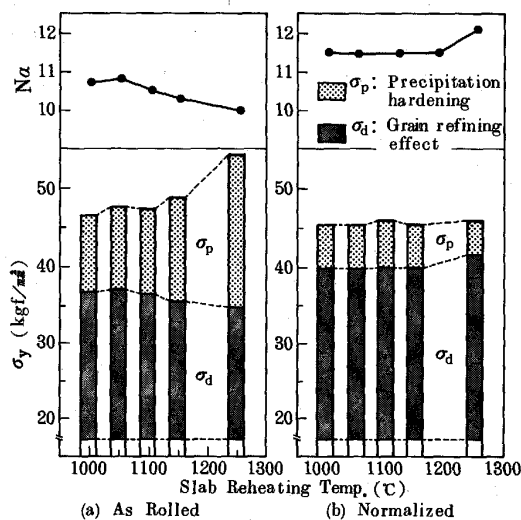


Fig. 8. Contribution of α -grain (d_α) refining and precipitation hardening to yield strength in steel A.

$$\begin{aligned}\sigma_s &= 3.31 \times [\%Mn] + 8.57 \times [\%Si] \\ &= 8.86 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (固溶体強化)} \\ ky &= 1.85 \text{ kgf/mm}^2, d \text{ は結晶粒径 (mm)} \\ \sigma_p &\text{は析出強化}\end{aligned}$$

Fig. 8 より圧延まま材の強度は細粒強化の他に VN の析出強化の寄与が大きく、加熱温度の上昇による強度の増加はほとんど析出強化によってなされることがわかる。特に加熱温度が 1250°C の場合、約 20 kgf/mm² の析出強化を示し、低炭素当量の鋼の強度の向上に大きい効果が期待される。

一方、焼ならし材では細粒強化による強度上昇が主であり、加熱温度によってその割合はほとんど変化しない。フェライト-パーライト組織をもつ鋼の靱性に対して結晶粒と析出強化は(2)式のような定量的な関係があることが知られている¹⁴⁾。

$$vTrs (\text{°C}) = T_0 - 15 d^{-1/2} + 4 \sigma_p \dots \dots \dots (2)$$

T_0 は鋼の組成で決まる定数である。本実験で得られた $vTrs$ を α 粒径に対し図示し、(1)式で求めた σ_p を用いかつ T_0 を任意に設定して $vTrs$ を α 粒径と σ_p の関数として整理すると Fig. 9 のようになり、高 N-V 鋼の靱性も(2)式の関係能满足することがわかる。

4.2 Al 添加量の細粒強化、析出強化への影響

前節でも述べたようにフェライト-パーライト鋼の σ_y が(1)式に従うものと仮定する。前節と同様に Table 2 に示した化学成分、Fig. 3 に示した実測の σ_y 、および Fig. 4 に示した α 粒度より求まる σ_s 、 σ_y 、 $kyd^{-1/2}$ から σ_p を計算した。Fig. 10 に細粒強化、析出強化への Al 量の影響を加熱圧延条件とともに示す。圧延まま材の σ_y には焼ならし材のそれに比べて、析出強化の寄与が

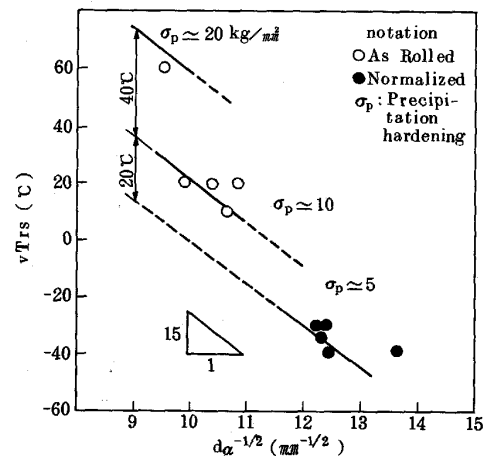


Fig. 9. Effect of α -grain (d_α) refining and precipitation hardening on the toughness in steel A.

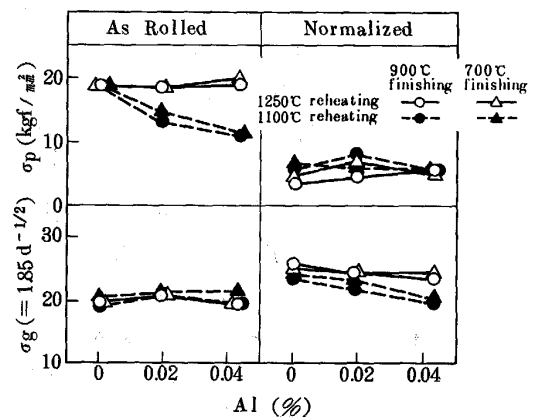


Fig. 10. Relationship between Al content and contribution of α -grain size, precipitation hardening to yield strength in steel B, C, D.

大きく、Fig. 7 に示したように Al 量が多い場合の強度の低下は析出強化量が減少するためと推定される。一方、焼ならし材の σ_y には細粒化の寄与が大きく、低温加熱したとき Al 量の増加に伴う σ_y の漸減は α 粒の粗大化に起因する。

更に析出強化量について先に述べた計算から求めた σ_p を析出物の実測データで検証した。析出強化に有効な VN はフェライト中で析出したそれと考えて良いから、3.2 節の Fig. 5 における②と①の差、および④と③の差 (ΔV as ppts と呼ぶ) が析出強化に効く VN である。その量と Al 添加量との関係を Fig. 11 (a) に示す。Fig. 11 (b) は計算で求めた σ_p と強化に効く VN 量の関係を示す。これらの関係から高い N 量を含む V 添加鋼の析出強化は VN によってなされ、この強化量は Al 量の影響をうけ、特に 1100°C 加熱圧延ままの場合に Al 量の増加で析出強化量が大きく低下することがわかる。

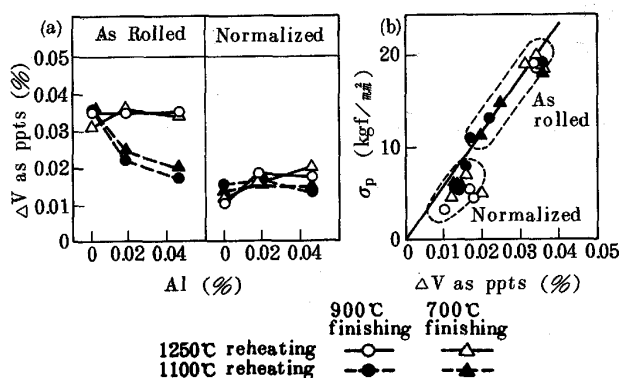


Fig. 11. Effective VN content for strengthen and precipitation hardening in steel B, C, D.

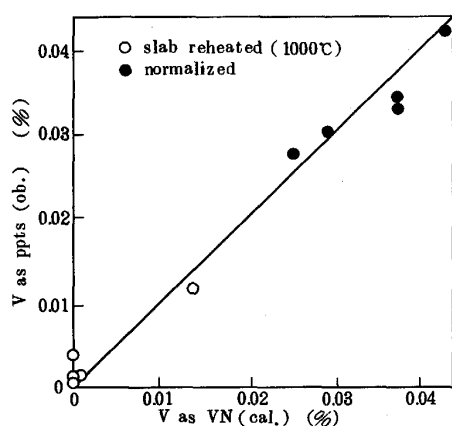


Fig. 12. Relationship between V as VN (cal.) after AlN precipitation in an equilibrium condition and V as ppts (ob.) in steel A.

4.3 γ 中のVNの析出

γ 中のVNの析出について、加熱温度およびAlと析出物の関係から若干考察する。

まず、Fig. 2 に示した加熱温度と析出物の関係より AlN は V の存在とは無関係に析出していることから、 γ 中におけるVNの析出は AlN として析出した N 以外の N と V との間の鋼中における平衡析出と考えられる。すなわち、Fig. 12 に示すように Fe-V-(全N-N as AlN) 系においてVNが平衡析出すると仮定して算出した析出 V 量と Fig. 2 中のスラブ加熱、焼ならし加熱時 γ 中の V 析出量には良い相関があり、先の仮説がうらづけられる。ここで、VNの平衡析出量は、著者らが Si-Mn-高N-V 鋼について求めた溶解度積 (4) 式⁴⁾を用いた。

$$\log [\%V][\%N] = -10660/T + 5.52 \dots \dots \dots (4)$$

さらに γ 粒度への析出物の影響について Fig. 2 の析出物、 γ 粒度の関係から推察してみる。

Fig. 13 は γ 中において V が 0.01% 以上 VN として

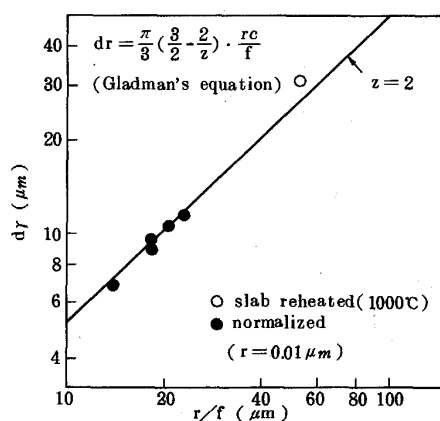


Fig. 13. Relationship between mean free path (r/f) and γ -grain size (d_γ) in steel A.

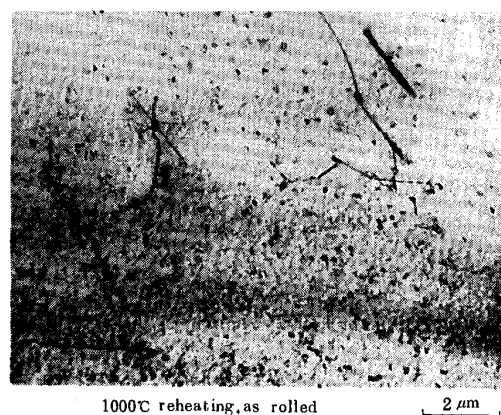


Photo. 2. Example of extraction replica micrographs showing VN precipitates in steel A as rolled after reheated to 1000°C.

析出しているもの (1000°C スラブ加熱時および焼ならし加熱時) について γ 粒径と VN 粒子間距離 (r/f : r は VN 粒子半径, 0.01 μm と仮定, f は VN の体積分率) の関係を示したものである。なお、VNの析出物サイズは Photo. 2 に示した抽出レプリカ写真より推定した。AlNの粒子間距離は 1000°C 加熱でおよそ 100 μm 程度と推定され¹⁵⁾、本実験で観察されたVNのそれより大きいこと、および γ 粒径と VN の粒子間距離の間に GLADMAN の式¹⁶⁾ が成り立つことから、高N-V-Al 鋼の γ 粒度は VN が 0.01% 以上析出している限り VN の粒子間距離によって支配されていると考えられる。

次に Al 量が増加した場合の焼ならし加熱時の γ 中のVNの析出が何に支配されているかを考えてみる。

平衡析出量の計算には先に示した $[V][N]$ の溶解度積 (4) 式と LESLIE らの示した $[Al][N]$ の溶解度積 (5) 式¹⁷⁾ を用いた。

$$\log [\%Al][\%N] = -6770/T + 1.033 \dots \dots \dots (5)$$

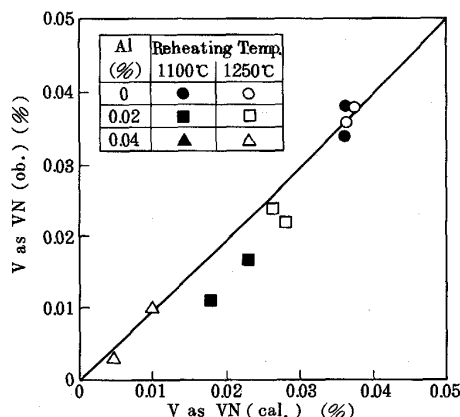


Fig. 14. Relationship between V as VN (cal.) and V as VN (ob.) at normalized temperature in steel B, C, D.

1) Al-V-N 3元系の平衡析出が起これと考えると 900°C において析出する V as VN は(4)(5)式を用いて、0%Al 材で 0.036%, 0.019%Al 材で 0.017%, 0.043%Al 材で 0% を得る。Fig. 5 中の焼ならし加熱時の V as ppt 値とこれらの計算値を比較するとスラブ加熱温度、圧延仕上温度によって、両者にかなり差がある。そこで次の場合が考えられる。

2) AlN の析出が優先し、その析出量は前工程での析出に支配されており(段階②)、先に述べた仮説と同様に VN の析出は V-(N-N as AlN) 2元系の平衡析出が起これと考える場合である。Fig. 14 はこのような考え方で算出した VN 量と分析値の関係を示したもので、両者に良い相関が得られている。

なお、2)とは逆に VN が優先析出するという考えは Fig. 5 中②→③への VN 量の変化の様子から考えて否定される。

以上の Al を含む高 N-V 添加材の 2 種類の加熱圧延-熱処理実験より、本成分系の γ 粒度は VN の析出量に支配される。しかしながら、VN の析出量は Al が AlN として析出した残りの N 量と V 量間の平衡析出によって決定されるため、Al 添加量や AlN の析出量の影響を強く受けることが推定される。これらの VN 析出への Al の影響は Table 2 に示したように、Al 量を 0.014% と低くした実炉溶製材の機械的性質、特に圧延まま材の強度と焼ならし材の靱性 ($vTrs$) が圧延加熱温度の影響をほとんど受けていないという結果からも支持される推定である。

5. 結 言

焼ならし型 HT50 の低炭素当量化を目的に強度・靱性の向上に効果の大きい α 粒の細粒化を図るため高 N-V

添加鋼の適用をその製造プロセス、V, N, Al 添加量の影響の観点から検討し、以下の知見を得た。

1) Al 添加量が多いほど低温加熱 (1100°C) 時の圧延まま材の強度を低下させ、焼ならし材の靱性を劣化させる。圧延まま材の強度は V, N が化学量論的に当量な関係、すなわち、wt%V = 3.64 (wt%N) を満足する範囲で増加するほど上昇し、焼ならし材のそれは V = 0.03 ~ 0.09%, N = 150 ~ 200 ppm の範囲で変化しない。靱性は圧延まま、焼ならし材とも V, N 量の増加で向上するが、圧延まま材では過度の添加は靱性を阻害する。

2) 靱性は VN 析出量に大きく影響され、とくに加熱 γ 粒の細粒化は VN の平均粒子間距離と良い相関を持ち、VN に支配される。また、VN の析出量は Al が優先析出した後の残りの N との平衡析出によって決まる。従って、Al 添加量は極力抑えた方が望ましい。

3) 鋼 N 含有の V 添加鋼により従来にない低い炭素当量 (0.35%) の焼ならし型 HT50 を製造することが可能となり、溶接性の優れた熱間加工用途鋼への適用が期待される。

文 献

- 1) 新しい製造法による鋼板 (TMCP 鋼) の溶接構造物への適用に関するシンポジウム (日本造船学会編) (1983)
- 2) 加来勝夫, 十河泰雄, 万谷興亜, 土師利昭, 森 直道, 三村 宏: 鉄と鋼, **67** (1981), S1336
- 3) 荻野喜清, 谷田英雄, 北浦正弘, 足立 彰: 鉄と鋼, **57** (1971), p. 533
- 4) 内野耕一, 大野泰秀, 長谷川俊永, 森川博文, 矢野清之助: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1380
- 5) L. A. ERASMUS and G. I. MECH: J. Iron Steel Inst., **202** (1964), p. 128
- 6) G. E. KAMPSCHAEFER, Jr. and R. J. JESSEMAN: Micro Alloying 75 (1975)
- 7) T. N. BAKER: J. Iron Steel Inst., **211** (1973), p. 502
- 8) E. T. STEPHENSON, G. H. KARCHNER and P. STARK: Trans. Am. Soc. Met., **57** (1964), p. 208
- 9) E. A. ALMOND, R. S. IRANI, C. C. EARLEY and B. SELTON: NPL Report, No. DMA 225 (1976)
- 10) A. J. LAPOINTE and T. N. BAKER: Met. Technol., **6** (1979), p. 374
- 11) A. M. SAGE, D. M. HAYES, C. C. EARLEY and F. A. ALMOND: Met. Technol., **3** (1976), p. 293
- 12) A. M. SAGE: Met. Technol., **3** (1976), p. 65
- 13) P. KONIG, E. SCHOLZ and H. ULMER: Arch. Eisenhüttenwes., **32** (1961), p. 541
- 14) F. B. PICKERING: Proc. IV Int. Conf. Flect. Mier., Berlin (1958) 1, p. 628
- 15) T. GLADMAN and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., **205** (1967), p. 653
- 16) T. GLADMAN: Proc. R. Soc., **297** (1966), p. 298
- 17) W. C. LESLIE, R. L. RICKETT, C. L. DOTSON and C. S. WALTON: Trans. Am. Soc. Met., **46** (1954), p. 1470