

© 1984 ISIJ

厚鋼板の直接焼入製造技術

技術報告

別所 清*・善永 悠*²・渡辺 征一*³中村 昌明*⁴・鈴木 秀一*⁵

Manufacture of Heavy Plate by Applying Direct Quenching

Kiyoshi BESSYO, Hisashi YOSHINAGA, Seiichi WATANABE,
Masaaki NAKAMURA and Shuichi SUZUKI

Synopsis:

The direct quenching method, as a process of effectively using the heat after rolling is recently gaining interest not only because it saves energy but also because it increases the hardenability of steel. The mechanism of increasing the hardenability of steel, an outline of the manufacturing method of high strength steel plate by roller quenching equipment installed on-line in the plate mill and the characteristic properties of 60 kgf/mm² and 80 kgf/mm² high strength steel plates obtained by the direct quenching method are described.

1. 緒 言

一般に鋼をオーステナイト領域で加工した後直ちに焼入処理するプロセスを直接焼入法と呼んでいる。この直接焼入法は古く 1958 年頃から提案されており、その顕著な強化作用はよく知られていたものの、強化機構は十分に解明されていなかっただ。

直接焼入法は加工熱処理の分野では HTMT (High-temperature Thermomechanical Treatment) の範ちゆうに属するが¹⁾、そこではオーステナイト未再結晶域加工後の焼入れによるオーステナイト加工歪みのマルテンサイト (ベイナイト) への継承効果、マルテンサイト変態促進効果等に関心が集まっていた。その場合には顕著な強度上昇は可能であるが、強度はオーステナイト域での加工条件、鋼の化学成分に大きく依存すると同時に、靱性の低下、機械的性質の異方性をもたらす危険性が高く、有効に活用し得るほどの知見は得られなかつた。

著者らは直接焼入れの高張力厚鋼板への適用法を系統的に検討した結果、オーステナイト再結晶後に焼入れを行う方式を採用すれば現用 60 kgf/mm² 鋼、80 kgf/mm² 鋼の靱性を損なわずに強化でき、異方性の問題も生じないことを見いだした。この方式の場合には強化機構とし

て合金元素固溶量増加による焼入性向上等の一部の機構のみを利用するので、前述の方式ほどの強度上昇は期待できないが、後述するごとく化学成分、冷却速度によっては焼入性向上による組織改善効果が大きく、強靱性の向上に有益であることが明確となつた。

2. 直接焼入設備の導入

初期に実用化された直接焼入法においては、冷却方法として水槽内への浸漬焼入れが用いられた。しかし浸漬法では平坦度確保が難しいと同時に、特に高温において膜沸騰のために十分な冷却速度が得られない。種々の冷却装置が普及した現在においては、最も大きな冷却能力を有するスプレー冷却を用いることが得策である²⁾。スプレー冷却は加圧されてノズルより噴出した液流が破断して液滴群となることを利用したものであるが、破断前の連続的な乱流噴流によつて冷却を行えば貫通性能が大きくなり、水膜の厚い場合にも冷却能力が損なわれな。この冷却方式は特にジェット冷却と呼ばれ、ローラクエンチとして厚板焼入装置に採用されている。

ローラクエンチは冷却時にノズルを鋼板に接近させなければならぬが、オンラインに設置可能な高冷却能力を有する実用設備であると判断したので、直接焼入用と

昭和 57 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 9 月 22 日受付 (Received Sep. 22, 1983)

* 住友金属工業(株)鹿島製鉄所 工博 (Kashima Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*² 住友金属工業(株)大阪本社 (Osaka, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 5-15 Kitahama Higashi-ku Osaka 541)*³ 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)*⁴ 住友金属工業(株)和歌山製鉄所 (Wakayama Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)*⁵ 住友金属工業(株)鹿島製鉄所 (Kashima Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

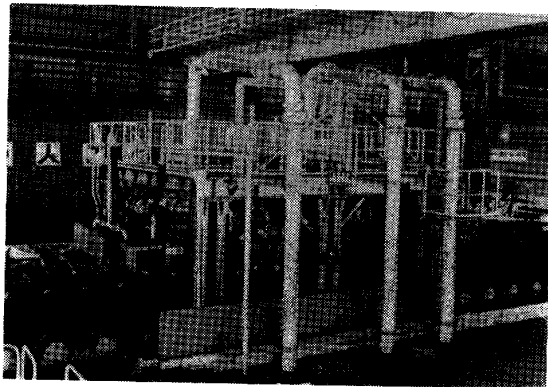


Photo. 1. Direct quenching equipment of Kashima Plate Mill.

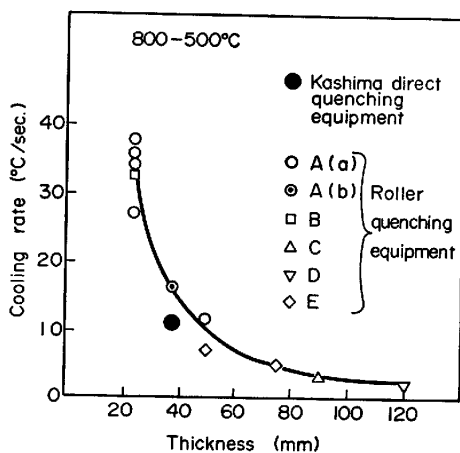


Fig. 1. Comparison of cooling rate of various roller quenching type equipments (2).

して鹿島厚板工場圧延ライン上に導入した (Photo. 1)。この直接焼入設備は当然のことながら従来のオフラインローラーケンチと同等の冷却能を有するが (Fig. 1)、直接焼入れというプロセスによつて冶金的な焼入能を大幅に向上させ、あたかも非常に優れた冷却能力を有する焼入設備をオフラインに導入したのと同様な効果を生み出すことができる。

直接焼入プロセスにおいては、鋼板を圧延後、フェライト変態が始まる前に焼入れを行わねばならないと同時に、後述するとおり著者らの方法ではオーステナイト再結晶後に焼入れを行うことが肝要であり、圧延後オーステナイトが再結晶するのに十分な時間を焼入れ前に確保しなければならない。更に平坦度確保の要求から、直接焼入設備は圧延後適正な放冷時間を許容し得ると同時に焼入れ前に平坦度矯正が可能な配置であることが望ましい。ただし、板厚が薄い場合には Fig. 2 に示すように圧延ラインテーブル上の搬送途中の鋼板の冷却が大きく、上記条件を満足させることは適当な設備無しでは難しい。

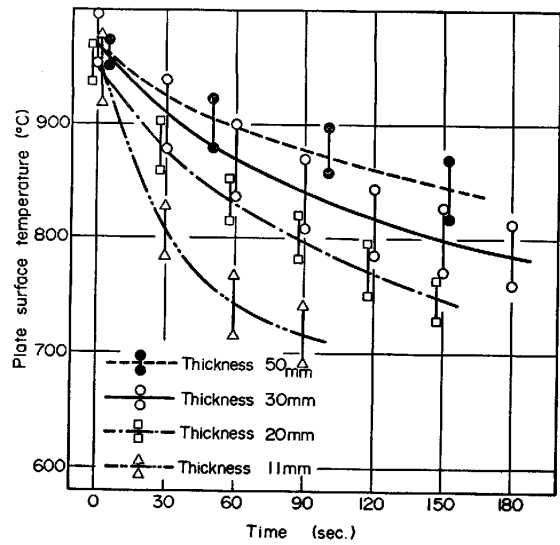


Fig. 2. Air-cooling curve of steel plate on the transfer table.

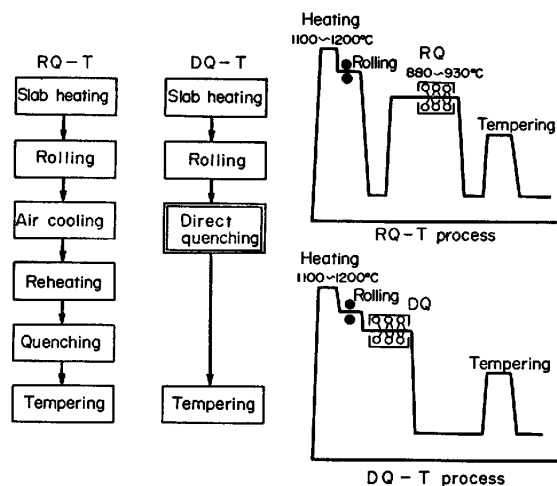


Fig. 3. Comparison of manufacturing processes between RQ-T and DQ-T.

3. 直接焼入れによる高張力鋼板の製造法

直接焼入法 (DQ-T: Direct Quenching and Tempering Process) の製造工程を通常焼入法 (RQ-T: Roller Quenching and Tempering Process) と比較して Fig. 3 に示す。直接焼入法は通常焼入法のように圧延後にオーステナイト領域に再加熱する必要がないため、工程省略による標準製造日程の短縮が可能であり、当然ながらエネルギーを削減することができる。

直接焼入法はこのように通常焼入法と製造工程が異なるため、その製造管理方法も従来とやや異なってくる。通常焼入法においては加熱温度および焼入れ時の冷却速度が重要な制御要因であるが、直接焼入法においては焼入れ前に熱間加工が加わるため、圧延条件、圧延後焼入

Element	Effects
Nitride (AlN NbN) (VN BN)	The precipitation of nitride during and after hot rolling decreases the hardenability. because of ① strain field around the nitride which mainly precipitates at recrystallized γ boundary ② the diminution of the elements in solid solution
[V][Nb]	V and Nb in solid solution enhances the hardenability.

Boron atoms during hot rolling

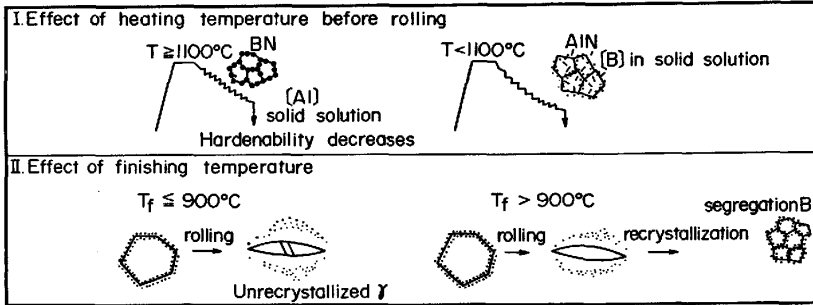


Table 1. The effect of N, sol Al, V, Nb and B in DQ-T steel.

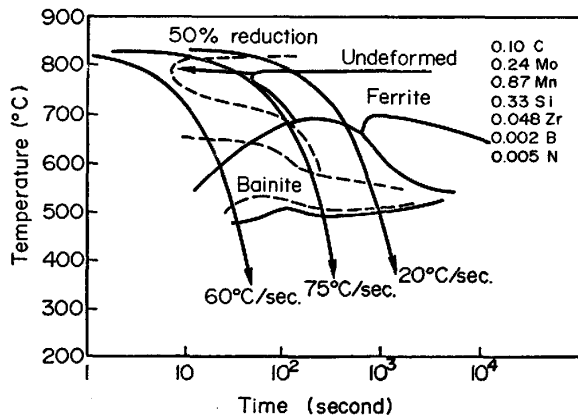


Fig. 4. Variation of CCT diagram due to deformation in un-recrystallized austenite region (8).

れ開始までの時間、焼入開始温度等も制御されるべき因子となる。

加熱・圧延条件は主に焼入性向上、オーステナイトの再結晶促進の観点から管理される。直接焼入れにおける高い焼入性は焼入れ直前のオーステナイト状態、合金元素固溶状態に起因し、その焼入性向上のメカニズムについて著者らのひとりはずでに検討を加えた³⁾。Table 1は直接焼入れにおける合金元素の役割について概括したものである。直接焼入れにおいては AlN 等の窒化物の析出量が少なく、焼入性の低下が抑制される⁴⁾⁵⁾ と同時に、V, Nb 等の固溶合金量の増加は焼入性を向上させる。一方、ボロン添加鋼に対しては、加熱温度の低下、圧延温度の上昇によつて、直接焼入れ時の焼入性に有効なボロン量およびその状態を確保することができる。

直接焼入プロセスにおいて、焼入温度の下限は焼入性確保の観点と同時にフェライト析出防止の観点から管理

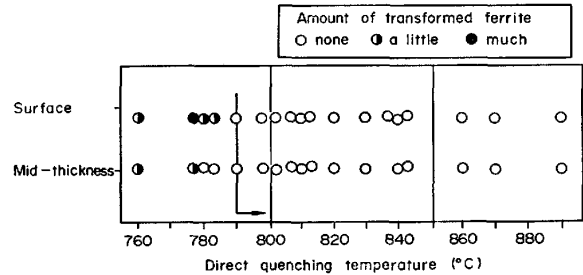


Fig. 5. Direct quenching temperature and ferrite transformation of HT60.

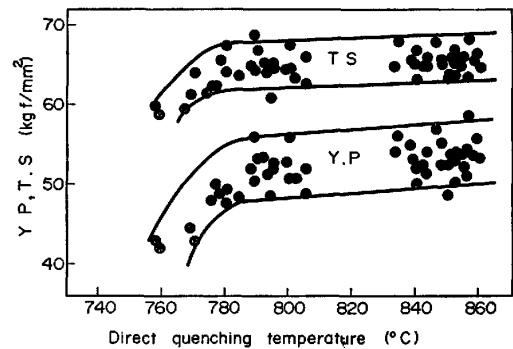


Fig. 6. Variation of strength of HT60 with direct quenching temperature. (thickness : 25mm, tempering temperature : 660°C)

することが必要である。特にオーステナイトが未再結晶域で加工を受けた場合には、よく知られているようにフェライト変態が促進され⁶⁾、Fig. 4 に例示するごとく、冷却速度の速い場合にもフェライトが析出する。このフェライト析出防止という面からも、直接焼入れはオーステナイト再結晶後に実施した方が望ましい。60 kgf/mm²鋼に対して、焼入温度に伴うフェライトの析出状態を Fig. 5 に、強度の変化を Fig. 6 に示す⁷⁾⁸⁾。

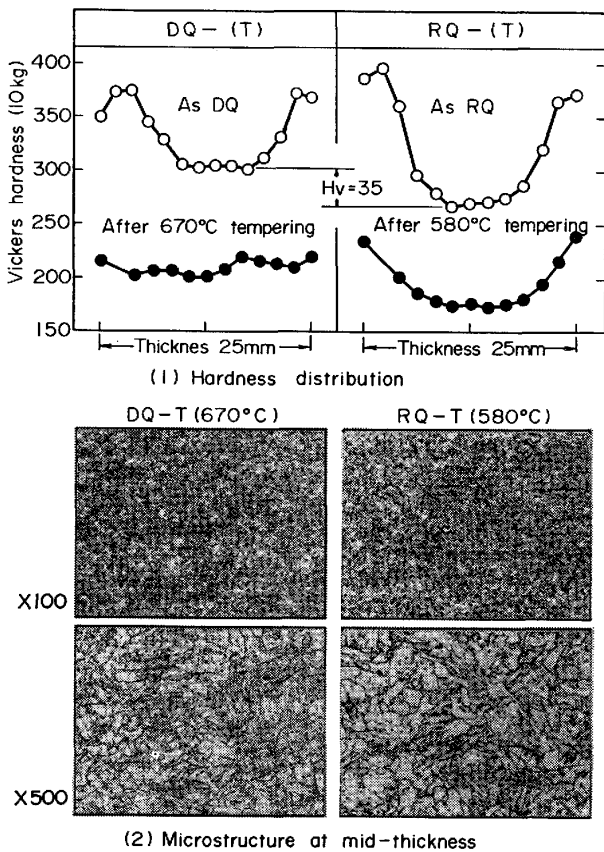


Fig. 7. Comparison of hardness distribution and microstructure. (25mmt. 0.14C-0.30Si-1.43Mn steel)

なお、直接焼入れを行った鋼板の硬度は焼入状態のままでは通常焼入材よりも高く、強靱性バランスをコントロールするために直接焼入材の焼もどし温度は一般に通常焼入材より高くなる。この状況を Fig. 7 に示すが、ミクロ組織の差異からわかるとおり、直接焼入れによる焼入性向上によつて通常粗大ベイナイト組織となる鋼を微細ベイナイト組織に近づけ得ることが示される(以後、B III型ベイナイトを微細ベイナイト、B I型およびB II型ベイナイトを粗大ベイナイトと呼ぶ。*)。このことから、直接焼入れを行った鋼板は同じ成分では一般に通常焼入鋼板よりも性能が優れており、溶接性向上等への成分設計の選択の幅が広がることになる。

4. 直接焼入れ焼もどし高張力鋼板の性能

直接焼入材はそのプロセスに基づく高い焼入性によつて優れた強靱性を有する。特に 60 kgf/mm² 鋼については微細ベイナイト組織を多くし、強靱性の大きな改善が可能となる。すなわち、直接焼入れによつて製造した 60 kgf/mm² 鋼は、低炭素当量の鋼であつても通常焼入材と同等の性能が得られる。Fig. 8, Fig. 9 は 60kgf/

Process	Steel	Thick-ness (mm)	Chemical composition (wt.%)											Y.P. (kgf/mm ²)	T.S. (kgf/mm ²)		
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ceq	P _{CM}				
DQ-T	Plain C	25	0.14	0.30	1.43	0.018	0.003	-	-	-	-	-	-	0.39	0.222	53.1	66.8
RQ-T	Ni-Mo-V	25	0.13	0.34	1.28	0.019	0.006	0.59	-	0.10	0.018	0.40	0.222	53.0	64.0		
	Ni-Cr-Mo	30	0.15	0.51	1.28	0.015	0.008	0.31	0.08	0.06	-	0.42	0.244	52.0	63.4		

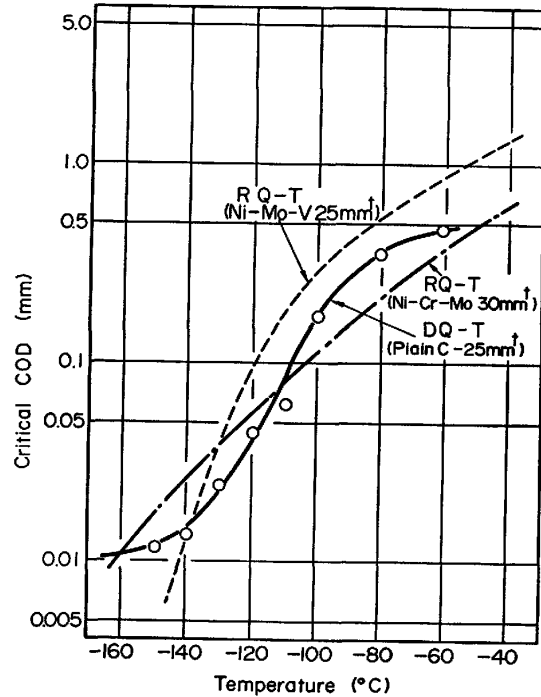


Fig. 8. COD test results of HT60.

Process	Steel	Thick-ness (mm)	Chemical composition (wt.%)											Y.P. (kgf/mm ²)	T.S. (kgf/mm ²)		
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ceq	P _{CM}					
DQ-T	Plain C	25	0.14	0.30	1.43	0.018	0.003	-	-	-	-	-	0.39	0.222	53.1	66.8	
	Plain C	32	0.14	0.30	1.43	0.018	0.003	-	-	-	-	-	0.39	0.222	54.9	67.5	
RQ-T	V	32	0.14	0.32	1.40	0.018	0.005	0.02	-	0.06	0.04	0.40	0.183	51.0	64.1		
	Cr-Mo-V	32	0.08	0.28	1.40	0.017	0.003	0.17	0.16	0.04	0.40	0.183	56.2	64.8			

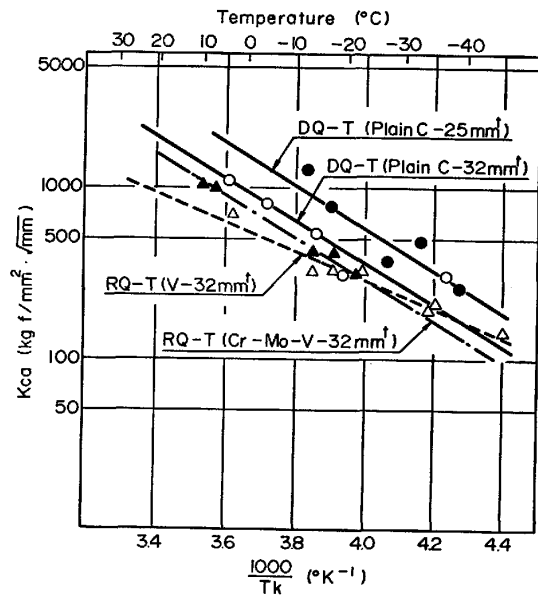


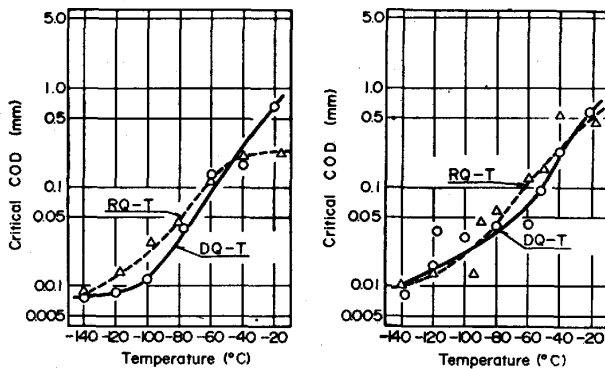
Fig. 9. Double tension test results of HT60.

Table 2. Thickness and chemical composition of HT80.

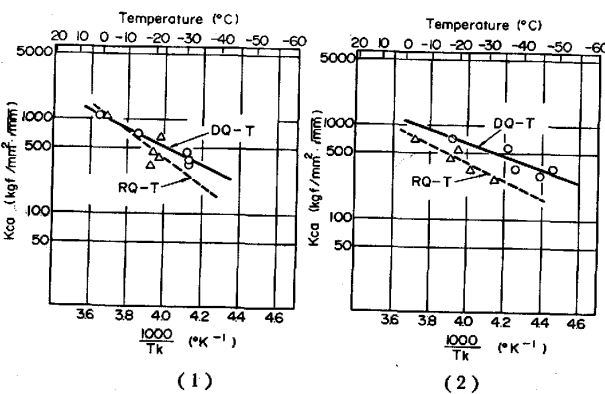
Steel	Thickness (mm)	Chemical composition (wt.%)													
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	So/Al Ceq	WES P _{CM}	
Ni-free	30	0.13	0.22	0.59	0.017	0.005	0.15	-	0.91	0.31	0.04	0.002	0.0037	0.50	0.251
Ni	50	0.11	0.30	0.81	0.010	0.004	0.19	1.10	0.51	0.47	0.03	0.005	0.0062	0.51	0.256

Table 3. Tension and Charpy test results of HT80.

Steel	Thickness (mm)	Process	Direction	Tension test (1/4t-JIS No.4)						2V Charpy test (1/4t)			
				Y _P (kgf/mm ²)	T _S (kgf/mm ²)	E _l (%)	RA (%)	vE ₀ (kgf-m)	vE ₋₄₀ (kgf-m)	vT _s (°C)	vT _E (°C)		
Ni-free	30	DQ-T	L	82.9	88.0	22.1	64.4	20.6	17.7	-88	-80		
			C	83.9	88.9	21.9	62.2	15.8	12.0	-69	-72		
		RQ-T	L	79.2	85.1	23.0	64.9	18.6	16.3	-83	-73		
			C	80.7	86.0	21.9	61.3	13.6	7.5	-63	-65		
Ni	50	DQ-T	L	80.3	86.4	24.3	71.2	21.2	20.7	-123	-126		
			C	82.2	87.0	23.8	70.5	20.1	18.2	-102	-98		
		RQ-T	L	78.5	84.4	25.2	71.6	22.4	19.4	-87	-87		
			C	78.6	83.7	25.6	70.8	21.0	17.9	-84	-78		



(1) Ni-free-HT80 (Thickness 30mm)
(2) Ni-HT80 (Thickness 50mm)
Fig. 10. COD test results of HT80.



(1) Ni-free HT80 (Thickness 30mm)
(2) Ni-HT80 (Thickness 50mm)
Fig. 11. Double tension test results of HT80.

mm² 鋼の脆性破壊発生および伝播阻止性能を直接焼入材と通常焼入材とで比較したものであるが、直接焼入材は Plain C 鋼であるにもかかわらず通常焼入材に比較して遜色のない性能が得られている。

一方、80 kgf/mm² 鋼に対しては従来より焼入性の高

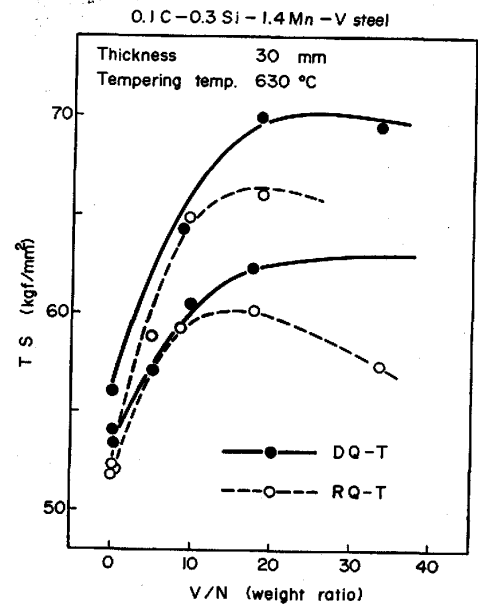


Fig. 12. TS vs. V/N.

Table 4. Thickness and chemical composition of direct quenched and tempered Low N-V steel.

Thickness (mm)	Chemical composition (wt.%)									
	C	Si	Mn	P	S	V	So/Al	N	Ceq	P _{CM}
38	0.11	0.26	1.34	0.017	0.002	0.06	0.037	0.0023	0.35	0.19

Table 5. Tension and Charpy test results of direct quenched and tempered Low N-V steel.

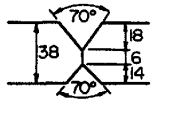
S	R	Direction	Tension test (1/4t-JIS No.4)					2V Charpy test (1/4t)			
			Y _S (kgf/mm ²)	T _S (kgf/mm ²)	Y _R (%)	E _l (%)	RA (%)	vE ₀ (kgf-m)	vE ₋₄₀ (kgf-m)	vE ₋₆₀ (kgf-m)	vT _s (°C)
—	—	L	53.3	63.9	83.4	29.2	75.7	27.6	27.4	17.9	-67
		C	55.7	65.2	85.4	28.0	75.0	27.0	15.7	17.4	-58
580°Cx3h. cooling rate 50°C/h.	—	L	—	—	—	—	—	>30	21.0	17.5	-61
		C	52.2	63.1	83.2	29.2	74.3	29.0	18.7	13.1	-51
580°Cx3h. cooling rate 100°C/h.	—	L	—	—	—	—	—	>30	20.7	19.5	-60
		C	53.8	64.3	83.7	29.1	73.6	>30	20.1	14.3	-51

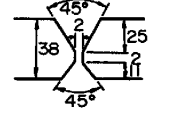
い材質が用いられていたため、直接焼入法と通常焼入法とで、60 kgf/mm² 鋼におけるほどの大きな強靱性の差異はみられない。しかし板厚が厚いと、通常焼入法では焼入性が低下して粗大ベイナイトが生成し始め強靱性の低下をもたらすが、直接焼入法ではその焼入性低下の度合いが少なく、強靱性が劣化しにくい。その結果約 40~80 mm の板厚の範囲において直接焼入材の強靱性のほうが良好となる³⁾¹⁰⁾。80 kgf/mm² 鋼の母材性能を Table 2, Table 3, Fig. 10, Fig. 11 に比較して示す。

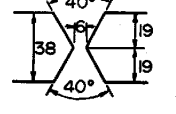
5. 直接焼入れを利用した特徴のある厚鋼板

直接焼入材の製品としての特徴として、まず第一にその強靱化機構を利用した炭素当量および P_{CM} 値の低下

Table 6. Mechanical properties of butt welded joint of direct quenched and tempered Low N-V steel.

Saw 50kJ/cm 	Tension test		2mm V Charpy test (1/4 t)				
	TS ₂ (kgf/mm ²)	Fractured position	Notch	vE ₀ (kgf-m)	vE-25 (kgf-m)	vE-40 (kgf-m)	VTs (°C)
Wire W-40(4φ) Flux : * 100 Preheating : 150°C	65.7	W.M.	W.M.	9.6	8.3	6.9	<-40
	65.6	W.M.	Bond	13.5	11.4	9.9	<-40
	(65.7)		HAZ	24.1	18.2	16.4	<-40

SMAW 70kJ/cm 	Tension test		2mm V Charpy test (1/4 t)				
	TS ₂ (kgf/mm ²)	Fractured position	Notch	vE ₀ (kgf-m)	vE-25 (kgf-m)	vE-40 (kgf-m)	VTs (°C)
Electrode : L-62(4φ) Preheating 150°C	67.0	HAZ	W.M.	14.6	8.9	7.0	-30
	66.9	HAZ	Bond	19.9	20.4	7.3	-38
	(67.0)		HAZ	26.8	23.1	21.8	<-40

EGW 100kJ/cm 	Tension test		2mm V Charpy test (1/4 t)				
	TS ₂ (kgf/mm ²)	Fractured position	Notch	vE ₀ (kgf-m)	vE-25 (kgf-m)	vE-40 (kgf-m)	VTs (°C)
Wire : V-2MG(16φ) Preheating : Room temp.	62.1	W.M.	W.M.	—	—	—	—
	62.5	W.M.	Bond	14.2	8.8	3.1	-22
	(62.3)		HAZ	24.8	20.2	17.2	<-40

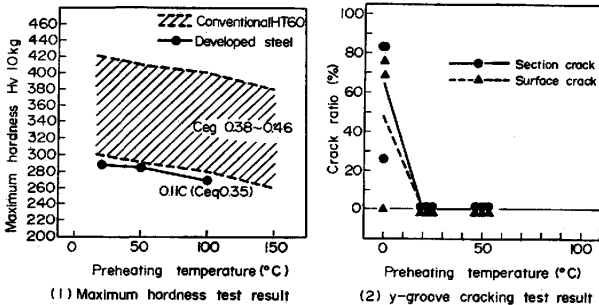


Fig. 13. Weldability of direct quenched and tempered Low N-V steel.

があげられる。すなわち、直接焼入れによつて優れた溶接性能を有する鋼板を製造することができる。

この溶接性向上のために直接焼入プロセスを十分活用し得る鋼種のひとつとして、低 N-V 60 kgf/mm² 鋼が開発された。著者らの一部はすでに低 N 化することによつて直接焼入材の焼入性を顕著に向上できることを明らかにした^{11)~13)}。更に低 N-V 鋼では焼もどし時の析出強化も相乗して、低い炭素当量と P_{CM} 値で良好な溶接性を有する 60 kgf/mm² 鋼を製造できると同時に、大入熱溶接継手に対して低 N 化による大きな靱性改善効果を生みだすことができる¹⁴⁾。Fig. 12 は V 鋼の母材強度に対する V/N の効果を直接焼入れと通常焼入れで比較し

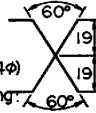
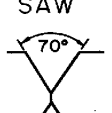
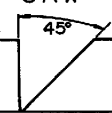
Table 7. Thickness and chemical composition of direct quenched and tempered Low N Ni-free HT80.

Thickness (mm)	Chemical composition (wt. %)													
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	N	Ceq	P _{CM}
38	0.13	0.08	1.13	0.012	0.002	0.25	0.01	0.70	0.24	0.04	0.003	0.0039	0.52	0.26

Table 8. Tension and Charpy test results of direct quenched and tempered Low N Ni-free HT80.

S R	Direction	Tension test (1/4 t - JIS No.4)				Bend test r = 1.5 t 180°	2mm V Charpy test (1/4 t)		
		YS (kg f/mm ²)	TS (kg f/mm ²)	EL (%)	RA (%)		vE ₀ (kg f-m)	vE-40 (kg f-m)	VTs (°C)
—	L	81.3	86.4	22.4	68.6	good	20.4	19.4	-74
	C	81.1	85.6	22.3	68.2	good	18.5	13.1	-66
600°C x 2 hr	L	77.2	82.3	23.6	70.6	good	19.6	13.9	-56
	C	77.4	82.6	22.7	68.2	good	18.3	11.2	-50

Table 9. Mechanical properties of butt welded joint of direct quenched and tempered Low N Ni-free HT80.

Welding method	Heat input (kJ/cm)	Tension test		2mm V Charpy test (1/4 t)			
		TS (kg f/mm ²)	Fractured position	Notch position	vE ₀ (kg f-m)	vE-30 (kg f-m)	VTs (°C)
SMAW Wire : * L-80(4φ) Preheating : 150°C 	40	83.4	W.M.	Bond	14.9	9.1	-41
		82.1 (82.8)	W.M.	1 mm from fusion line	15.6	12.8	<-50
SAW 	45	83.9	HAZ	Bond	17.1	9.4	-33
				1 mm from fusion line	16.9	9.4	-38
Wire : * W-80S(4φ) Flux : * B-80 Preheating : 125°C	60	82.7	HAZ	Bond	14.5	6.9	-23
				1 mm from fusion line	15.3	8.9	-29
SAW 	45	—	—	Bond	12.6	8.3	-21
				1 mm from fusion line	16.8	10.0	-31
Wire : * W-80S(4φ) Flux : * B-80 Preheating : 125°C	60	—	—	Bond	9.6	4.9	-9
				1 mm from fusion line	13.1	4.6	-16

たものである。N量を低くすると (V/N 値を高くすると) 直接焼入れでは焼入れ前の固溶 V, Al が増加して焼入れが高くなると同時に、焼もどし過程で V 炭化物が微細析出して析出強化が有効に働き、強度が高くなる。

Table 4~6, Fig. 13 は以上の知見に基づいて試作し

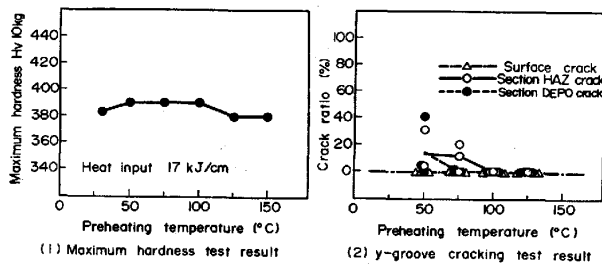


Fig. 14. Weldability of direct quenched and tempered Low N Ni-free HT80.

た 38 mm 厚の低 N-V 60 kgf/mm² 鋼の性能を示したものである。母材性能としては SR 処理においても性能の変化がほとんどないことに特徴があり、固溶 N の低減と V 炭化物の析出挙動が関係していると思われる。溶接性は炭素当量、 P_{CM} 値の低減によつて良好であり、溶接熱影響部最高硬さが低いと同時に斜め Y 開先拘束割れ試験においては室温においても割れが発生しない。また溶接継手性能としては 100 KJ/cm の大入熱においても継手強度、靱性ともに良好であり、原油タンク等に適した優れた 60 kgf/mm² 鋼であることがわかる。

直接焼入法における低 N 化の効果は 80 kgf/mm² 鋼に対しても顕著である。Table 7~9, Fig. 14 はこの効果を利用して Ni 系 80 kgf/mm² 鋼を Ni-free 系に置きかえることに成功した例である。従来の Ni-free 系 80 kgf/mm² 鋼は強度確保のために炭素当量、 P_{CM} 値が高くなり、Ni 系 80 kgf/mm² 鋼ほどの溶接性、溶接継手靱性が得られなかつたが、低 N、直接焼入れの併用によつて Ni 系 80 kgf/mm² 鋼と同等の溶接性を達成することができる。更に本開発鋼では溶接継手靱性の向上のために Si 量を低くしており、以上の対策によつて良好な継手靱性が得られている。

以上、直接焼入れの特徴を生かした厚鋼板の一部について紹介したが、その高い焼入性を利用すれば種々の新

しい鋼板を開発することができ、今後の応用分野はまだまだ広いと思われる。

6. 結 言

高張力鋼の製造法として、直接焼入法は工程省略、省エネルギー等を達成できる製造プロセスであると同時に、鋼の焼入性を増加させ、高強度鋼、高溶接性鋼を容易に製造することができる。すなわち直接焼入法は高張力鋼の製造コスト低減と高付加価値化を同時に満足させることができ、今後の厚鋼板製造法として主要な位置を占めていく方法になると思われる。

文 献

- 1) M. J. MAY and D. J. LATHAM: 鋼の強靱性 (1972), p. 157 [Climax Molybdenum Co.]
- 2) 鋼材の強制冷却 (特別報告書 No. 29) (1978) [日本鉄鋼協会]
- 3) 小松原望, 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 975
- 4) J. P. MICHEL and J. J. JONAS: Acta Metall., 29 (1981), p. 513
- 5) M. G. AKBEN, I. WEISS and J. J. JONAS: Acta Metall., 29 (1981), p. 111
- 6) Y. E. SMITH and C. A. SIEBERT: Metall. Trans., 2 (1970), p. 1711
- 7) 善永 悠, 中川 洋, 番 博道, 中村昌明, 齊藤康行, 渡辺征一: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1443
- 8) 吉松幸敏, 永吉明彦, 鈴木秀一, 中島達夫, 善永悠: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1444
- 9) 大森靖也, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1690
- 10) 小松原望, 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1324
- 11) 小松原望, 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 68 (1982), S 497
- 12) 中西陸夫, 渡辺征一, 有持和茂, 瀬田一郎, 小松原望: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1446
- 13) 小松原望, 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1447
- 14) 別所 清, 中野直和, 鈴木秀一, 永吉明彦, 渡辺征一: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1445