
ASTM A387 Gr. D 極厚鋼板について

On Heavy Gauge ASTM A387 Gr. D Steel Plate

佐藤 新吾(Shingo Sato) 榎並 禎一(Teichi Enami) 楠原 祐司(Yugi Kusuhara) 林忠男(Tadao Hayashi)

要旨：

水島製鉄所において、取鍋精錬炉、6000 t プレスおよび厚板圧延機を用いて、200mm 厚さの ASTM A387 Gr. D 鋼板が試作され、内部性状、機械的性質におよぼす熱処理条件の影響が調査された。さらに、A387D 鋼の機械的性質におよぼす Mn, Ni, Cu, V, Nb, および Al の影響が調べられ強度を増加させる方法が検討された。この結果、200mm 極厚鋼板における内部性状の健全性が確認され、板厚、応力除去焼きなまし条件の変化にたいして、要求される機械的性質を得る方針が明らかになった。

Synopsis：

At Mizushima Works, a 200mm thick plate of ASTM A387 Grade D was made by using Ladle-Refining-Furnace, 6000t forging press and plate mill. The soundness of the plate, the effect of heat treating conditions on mechanical properties and so forth were investigated. The effect of such alloying elements as Mn, Ni, Cu, V, Nb and Al on mechanical properties was also investigated, the possibilities of the improvement in the tensile property of A387 D were discussed. The followings were obtained from these efforts: (1) In spite of its heavier ingot and large thickness, the plate showed a very small amount of non-metallic inclusion, without any defect. (2) The range of heat treatment was clarified which can satisfy the requirement of the mechanical properties for a standard composition. (3) Change in cooling rate during quenching did not affect the strength as long as proeutectoid ferrite did not form. (4) The hardness was lowered in linear manner with the amount of proeutectoid ferrite formed during quenching. (5) An increase in Mn content to 0.8% or additions of 0.2% Ni and/or 0.2% Cu inhibited proeutectoid ferrite from forming during quenching. Coarse austenite grain was useful in preventing the precipitation of proeutectoid ferrite. (6) An increase in Mn or an addition of Cu increased hardness for all conditions of stress relief annealing. But, an addition of 0.2% Ni had no effect on hardness. (7) An addition of 0.05% Nb increased hardness in the range of severer conditions in stress relief annealing.

本文は次のページから閲覧できます。

ASTM A387 Gr. D 極厚鋼板について

On Heavy Gauge ASTM A387 Gr. D Steel Plate

佐藤新吾*

Shingo Sato

榎並禎一**

Teiichi Enami

楠原祐司***

Yugi Kusuhara

林忠男****

Tadao Hayashi

Synopsis :

At Mizushima Works, a 200mm thick plate of ASTM A387 Grade D was made by using Ladle-Refining-Furnace, 6000 t forging press and plate mill.

The soundness of the plate, the effect of heat treating conditions on mechanical properties and so forth were investigated.

The effect of such alloying elements as Mn, Ni, Cu, V, Nb and Al on mechanical properties was also investigated, the possibilities of the improvement in the tensile property of A387 D were discussed.

The followings were obtained from these efforts:

- (1) In spite of its heavier ingot and large thickness, the plate showed a very small amount of non-metallic inclusion, without any defect.
- (2) The range of heat treatment was clarified which can satisfy the requirement of the mechanical properties for a standard composition.
- (3) Change in cooling rate during quenching did not affect the strength as long as proeutectoid ferrite did not formed.
- (4) The hardness was lowered in linear manner with the amount of proeutectoid ferrite formed during quenching.
- (5) An increase in Mn content to 0.8% or additions of 0.2% Ni and/or 0.2% Cu inhibited proeutectoid ferrite from forming during quenching. Coarse austenite grain was useful in preventing the precipitation of proeutectoid ferrite.
- (6) An increase in Mn or an addition of Cu increased hardness for all conditions of stress relief annealing. But, an addition of 0.2% Ni had no effect on hardness.
- (7) An addition of 0.05% Nb increased hardness in the range of severer conditions in stress relief annealing.

1. 緒 言

近年、わが国の産業発展は日ざましく、厚鋼板

の需要はあらゆる分野で増大している。なかでも、原子力発電用、圧力容器用、重化学プラント用などの鋼材として、大型の極厚鋼板の需要が急増している。

* 技術研究所水島研究室

*** 水島製鉄所管理部厚板管理課

** 技術研究所厚板研究室主任研究員

**** 本社技術開発部技術開発室掛長

Table 1 Chemical composition of steel X

(%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	N
Spec.	≤0.15	0.15/0.50	0.30/0.60	≤0.035	≤0.035	—	—	2.00/2.50	0.90/1.10	—	—
Ladle	0.13	0.24	0.60	0.013	0.010	0.05	0.03	2.40	0.92	0.001	0.0088

このような情勢に対処するため、当社では水島製鉄所に一連の極厚鋼板製造設備を新設し、昭和46年4月より厚さ 300mm、最大単重45 t までの極厚鋼板を製造している。

これらの設備の新設と並行して一連の極厚鋼板確性試験を実施しており、その一貫として、高温での耐水素性ならびに強度がすぐれているため、石油精製関係の反応容器に広く使用されている極厚鋼 ASTM A387 D 鋼 (2¼ Cr-1Mo 鋼) をとりあげ、各種の試験を実施してきた。

はじめに、標準型成分で実用規模寸法の鋼板(板厚、200mm)を試作し、鋼板の内部性状および熱処理条件の諸性質におよぼす影響について調査を行なった。

さらに、設備の大型化にともなう板厚の増加による強度低下に対処するために、実験室規模の小型鋼塊を溶製し、機械的性質、特に強度におよぼす合金添加の影響を調査し、改良型 ASTM A387 D 鋼の基礎データを収集した。

2. 標準型 ASTM A387 D 極厚鋼板の試作

2.1 製造工程

当社水島製鉄所には高級鋼および低合金鋼を製造するために、100t/ch, ASEA-SKF Process¹⁾ (取鍋精錬炉、当社では Ladle Refining Furnace を略して LRF と呼ぶ) および鍛鋼、極厚鋼板用として、鑄鍛鋼工場に 6,000 t 鍛造プレスをもっている。

LRF は溶鋼の脱ガスおよび電弧加熱が交互に行なえ、さらに脱ガスおよび加熱中、溶鋼を中心部で下方に外周部で上方に電磁誘導攪拌できる設備である。溶鋼の攪拌および加熱の単独あるいは相互効果によって、非金属介在物の浮上分離、溶鋼温度の均一化、注入温度の微調整および成分の微

調整が可能であり、品質優良な鋼塊が製造できる。

板厚が増加すれば鋼塊対製品の圧延比が低下し鋼塊内部の鑄造組織の破壊が不十分になり、鋼板に内部欠陥が発生しやすくなる。鍛造プレスによる加工は圧延ロールによるそれに比べ、鋼板中心部の鍛造効果が大いといわれている。

当社では高品質を要求される極厚鋼板には上記の点を考慮して、溶製に LRF、分塊工程に 6,000 t 鍛造プレスを採用している。

当試験材も LRF で溶製され、6,000 t 鍛造プレスで分塊された後、厚さ 200mm に厚板圧延された。(以後これを X 鋼という) 圧延後、焼ならし、焼もどしの熱処理が行なわれ、試験に供された。

リード分析結果および製造工程の概略を Table 1 および Table 2 に示す。

Table 2 Fabrication history of steel X

Primary refining	180t/ch. LD
Final refining	100t/ch. LRF
Degassing	100t/ch. LRF
Slabbing	6000t forging press
Rolling	Plate mill, Thickness 200mm
Normalizing	920°C×8h, Air cool
Tempering	650°C×16h, Air cool

2.2 非破壊試験

(1) 超音波探傷試験

グラインダーで表面を研削後、鋼板全面にわたって超音波探傷試験を行なった。探傷条件と試験結果を Table 3 に示す。結果に見られるように、欠陥はまったく見られず、飽和底面反射回数も 7~10 回と、内部健全性のすぐれた鋼板であることがわかった。

Table 3 Condition and results of ultrasonic test

Equipment	KRAUT KRÄMER USIP-10W
Search area	100% one major surface
Search unit	24mmφ
Calibration	Gakusin type-Ⅲ, $V_{15-2.6}=80\%$
Frequency	2MHz
Defect indication	Non
Number of back reflection	10~14
Number of full scale back reflection	7~10

(2) 液体浸透探傷試験

鋼板の表面、裏面 および 切断後の端面について、液体浸透探傷試験を行なった。超音波探傷試

験結果と同様に欠陥の指示はまったく見られず、健全な鋼板であることがわかった。

2.3 内部性状試験

鋼塊のトップ、ミドルおよびボトムに相当する位置について、内部性状試験としてチェック分析、JIS 清浄度試験およびサルファープリント試験を行なった。

チェック分析試験結果を **Table 4** に示す。大型鋼塊を使用したにもかかわらず、偏析は少なかった。

JIS 清浄度試験結果を **Table 5** に示す。通常溶解鋼では $d_{400 \times 60}$ の値は0.1%前後であり、当試験材は非金属介在物が極度に少ないことがわかる。これは LRF による溶解の効果であるといえよう。

サルファープリント試験では有害な偏析は見ら

Table 4 Check analysis of steel X

(%)

Location in ingot	Through-gage location	Chemical composition								
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
Top	Surface	0.13	0.27	0.58	0.012	0.010	0.05	0.03	2.46	0.97
	Quarter	0.13	0.27	0.59	0.012	0.010	0.05	0.03	2.49	0.96
	Center	0.14	0.27	0.59	0.013	0.010	0.05	0.03	2.47	0.98
Middle	Surface	0.13	0.28	0.58	0.012	0.010	0.05	0.03	2.43	0.97
	Quarter	0.13	0.28	0.57	0.012	0.009	0.05	0.03	2.46	0.98
	Center	0.14	0.28	0.59	0.013	0.010	0.05	0.03	2.45	0.96
Bottom	Surface	0.13	0.26	0.60	0.013	0.009	0.05	0.03	2.40	0.96
	Quarter	0.13	0.25	0.59	0.012	0.009	0.05	0.03	2.43	0.96
	Center	0.13	0.25	0.59	0.012	0.009	0.05	0.03	2.41	0.96

Table 5 Cleanness of steel X

(%)

Location in ingot	Through-gage location	$dA_{400 \times 60}$	$dB_{400 \times 60}$	$dC_{400 \times 60}$	$d_{400 \times 60}$
Top	Surface	0.046	—	—	0.046
	Quarter	0.033	—	—	0.033
	Center	0.046	—	—	0.046
Middle	Surface	0.054	—	—	0.054
	Quarter	0.030	0.003	—	0.033
	Center	0.029	—	—	0.029
Bottom	Surface	0.062	—	—	0.062
	Quarter	0.038	—	—	0.038
	Center	0.042	—	—	0.042

れず、試験結果は良好であった。

3. 標準型 ASTM A387 D 鋼の熱処理試験

ASTM A387 D 鋼板では通常の調質鋼などと異なり、焼もどし温度よりも溶接後の応力除去焼なまし（以後 S R という）温度が高く²⁾、しかも長時間にわたっており、鋼材の最終の機械的性質は S R 条件によって大きく左右される。さらに、この S R 条件は容器の設計あるいは製造条件によって異なっており、S R 条件の機械的性質におよぼす影響を調査しておくことは重要である。

この鋼種の熱処理は焼ならし、焼もどしと規定されているが、厚さ 100mm 以上の鋼板では焼ならし時に加速冷却が認められており、水焼入れされるのが常である。板厚がかわれば水冷時の冷却速度がかわり機械的性質に影響をおよぼす。

これらに対処するため熱処理試験として S R 条件および焼入れ冷却速度の機械的性質におよぼす影響について試験を行なった。

3.1 SR 条件の影響

非破壊試験の終了した前述の X 鋼より必要な大きさのテストクーポンを切断し、Fig. 1 に示す条件で熱間加工相当の焼ならし、焼入れおよび焼もどしを行なった。焼もどし後切断し、Table 6 に示す条件で S R を行なった。S R 条件は以下に示す焼もどしパラメーター（以後 T. P. という）

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

T : 温度(°K)

t : 時間(h)

で $19.6 \times 10^3 \sim 21.4 \times 10^3$ の間を採用し、この T. P. の精度を確認するために同一 T. P. で S R 温度および S R 時間の異なる条件を数種類採用した。

参考のために S R 時間、S R 温度と T. P. の関係を Fig. 2 に示す。焼もどし時の加熱条件は各 S R 温度における保持時間に換算し、各 S R 時間に加算して T. P. に含めた。

3.1.1 引張試験結果

試験結果を Fig. 3 および Fig. 4 に示す。引張強さおよび降伏強さ（0.2%耐力）は T. P. の増加とともに減少し、T. P. 21.0×10^3 で引張強さは規格の下限である 52.6 kg/mm^2 近くまで減少する。しかし降伏強さ（0.2%耐力）は T. P. 21.4×10^3 でも規格下限 31.6 kg/mm^2 にはかなりの余裕を示している。引張試験結果にもとずき降伏比と T. P. の関係を示すと Fig. 5 のとおりであり、T. P. 20.1×10^3 以下では降伏比が 80% を越えることがわかる。

3.1.2 硬さ試験結果

試験結果を Fig. 6 に示す。引張強さと同様に T. P. の増加とともに硬さは減少する。

3.1.3 シャルピー衝撃試験結果

20°C における 2mmV ノッチシャルピー衝撃

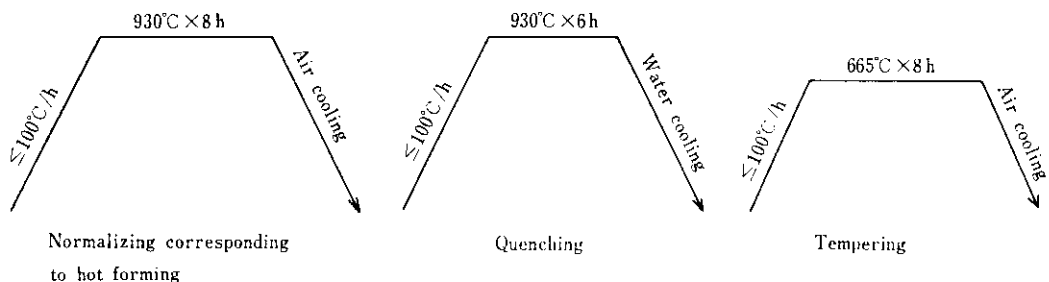


Fig. 1 Heat-treatment condition

Table 6 SR conditions of steel X

SR condition			Tempering parameter ($\times 10^3$)
Heating rate ($^{\circ}\text{C}/\text{h}$)	Holding temperature and time ($^{\circ}\text{C} \times \text{h}$)	Cooling rate ($^{\circ}\text{C}/\text{h}$)	
48	600 \times 6	48	19.6
	660 \times 25		19.6
	680 \times 85		20.1
	680 \times 37		20.1
	680 \times 110		20.6
	700 \times 3		21.0
	700 \times 14		20.1
	700 \times 35		20.6
	720 \times 5		21.0
	720 \times 14		20.6
	720 \times 35		21.0
			21.4

T. P. (Tempering parameter) $= T(20 + \log t)$

T: Holding temperature ($^{\circ}\text{K}$)

t: Holding time (h)

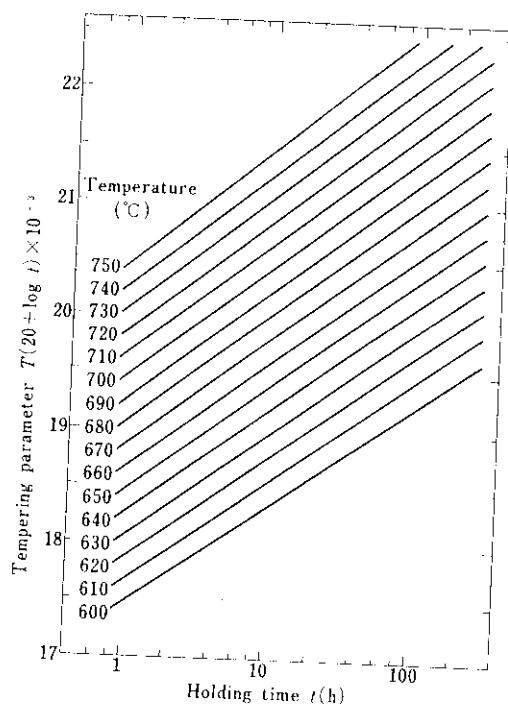


Fig. 2 Relation between tempering parameter, holding time and temperature

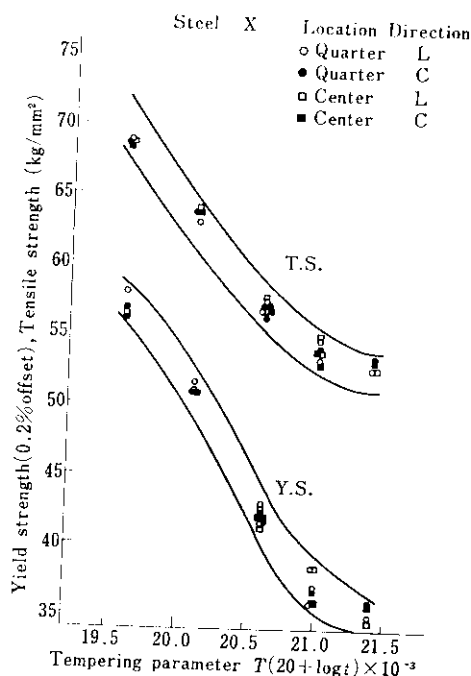


Fig. 3 Effect of SR conditions on yield strength and tensile strength

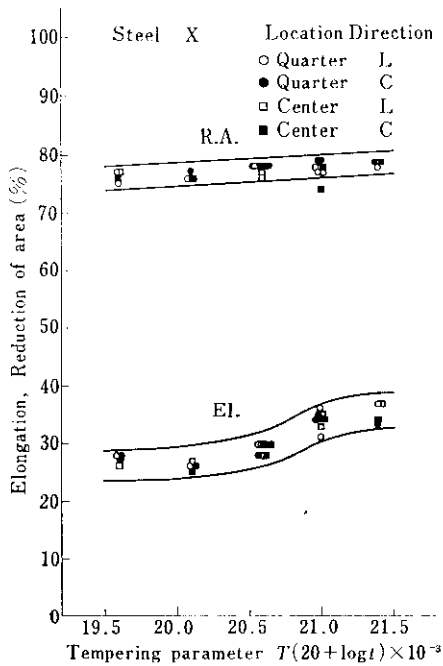


Fig. 4 Effect of SR conditions on elongation and reduction of area

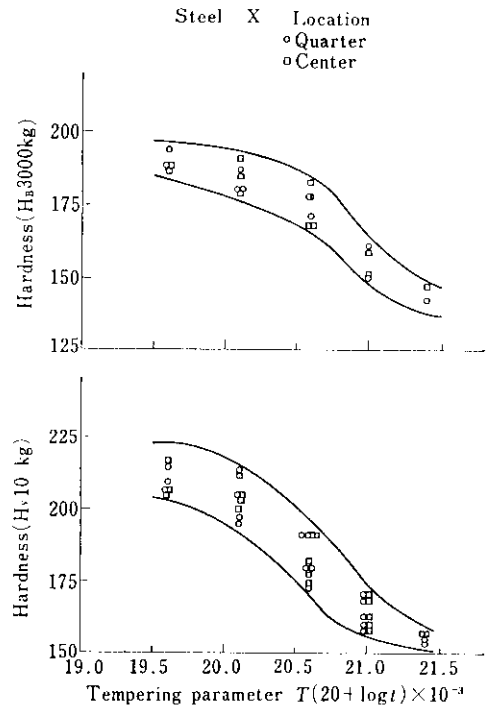


Fig. 6 Effect of SR conditions on hardness

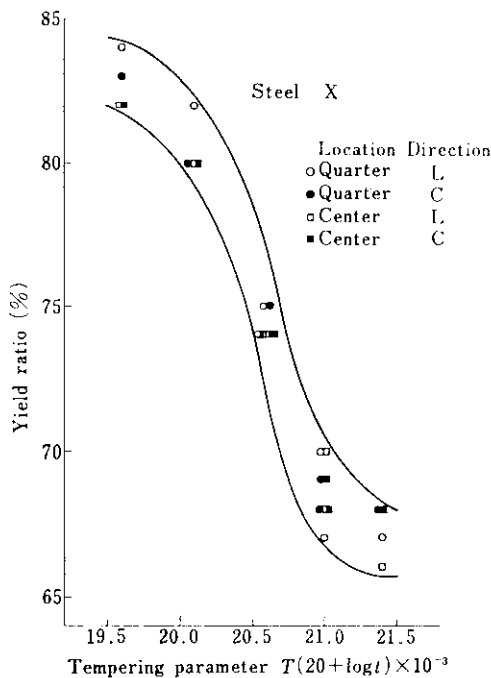


Fig. 5 Effect of SR conditions on yield ratio

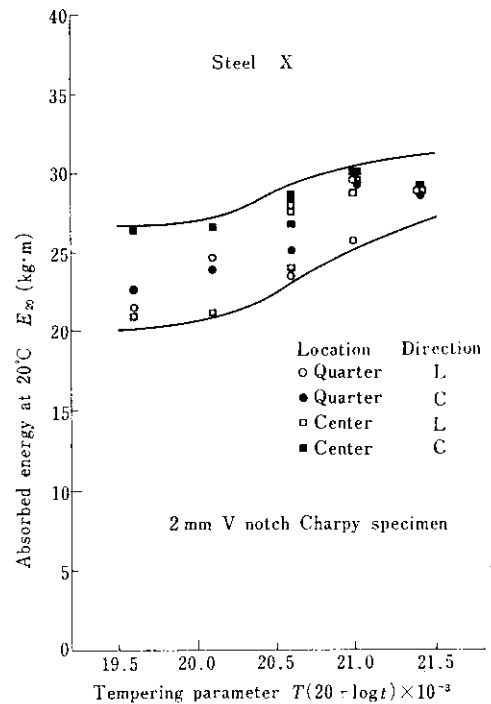


Fig. 7 Effect of SR conditions on absorbed energy at 20°C

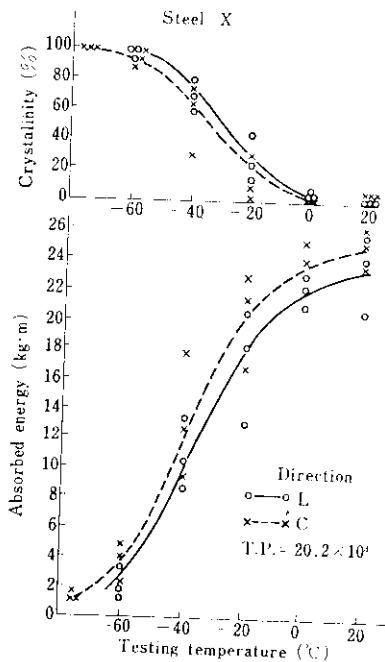


Fig. 8 An example of transition curve in 2mmV notch Charpy impact test

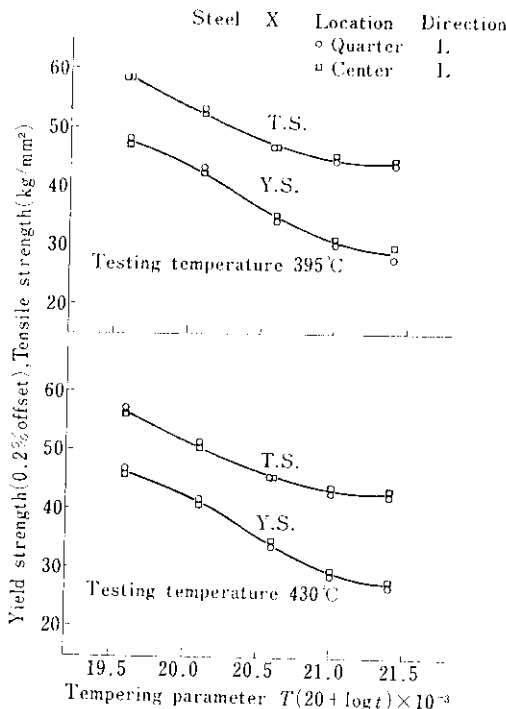


Fig. 9 Effect of SR conditions on elevated temperature tensile properties

試験結果を Fig. 7 に示す。吸収エネルギーは T.P. の比較的低い値に対しても良好な結果を示しており、T. P. の増加にともない吸収エネルギーは増加している。Fig. 8 に遷移曲線の一例を示す。

3.1.4 高温引張試験結果

395°C および 430°C での短時間高温引張試験結果を Fig. 9 および Fig. 10 に示す。高温引張強さも常温における引張強さと同様に T. P. の増加とともに減少している。試験温度の引張特性におよぼす影響を T. P. 20.6×10^3 の場合について Fig. 11 に示す。

3.1.5 顕微鏡組織

焼入れ焼もどしのみおよび SR 後の数例の顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。組織はいずれも焼もどしベイナイトであり板厚の $\frac{1}{4}$ と $\frac{1}{2}$ とで差は見られない。

3.2 焼入れ冷却速度の影響

同一成分で板厚が異なった際の機械的性質を予

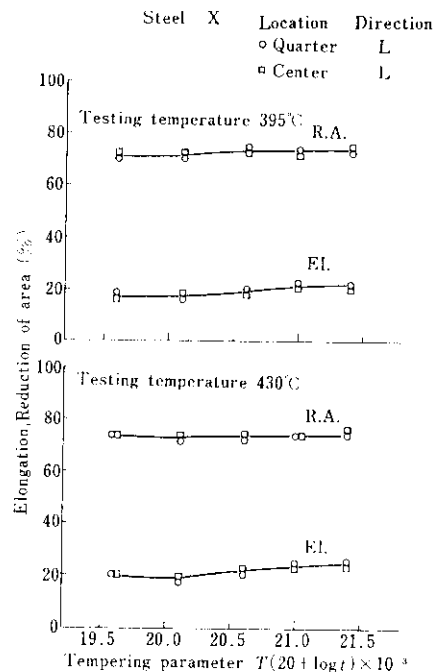


Fig. 10 Effect of SR conditions on elevated temperature tensile properties

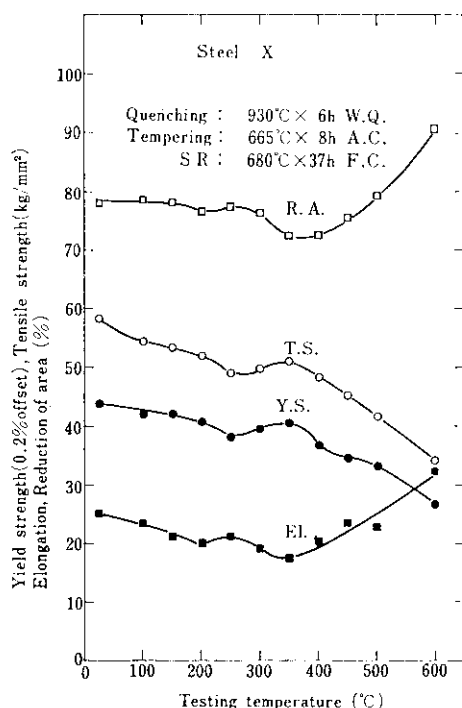


Fig. 11 Effect of testing temperature on tensile properties

測する目的で、非破壊検査の終了した前述のX鋼の板厚の $\frac{1}{4}$ より、20mm厚の試験材を切り出し、板厚 100mm, 150mm, および 200mm を想定して、各板厚の中心に相当する焼入れ冷却速度で模擬焼入れを行ない、焼もどし、S Rを行なった。熱処理条件を Fig. 12 に示す。

熱処理後、常温引張試験、高温引張試験、シャルピー衝撃試験、硬さ試験および顕微鏡組織の観察を行なった。試験結果を Table 7、組織を Photo. 2 に示す。

焼入れ組織はいずれもベイナイトであり、S R後の機械的性質もほとんど差がなく、X鋼では板厚100~200mmに相当する範囲では焼入れ冷却速度の影響はみとめられない。このことは前節の結果において、板厚の $\frac{1}{4}$ と $\frac{1}{2}$ との間の各機械的性質に差がなかったことと一致している。

3.3 組織と硬さにおよぼす熱処理条件の影響

前節の焼入れ冷却速度の影響をさらに詳細に調査するために、X鋼の熱処理用連続冷却変態曲線を測定した。これを Fig. 13 に、顕微鏡組織を

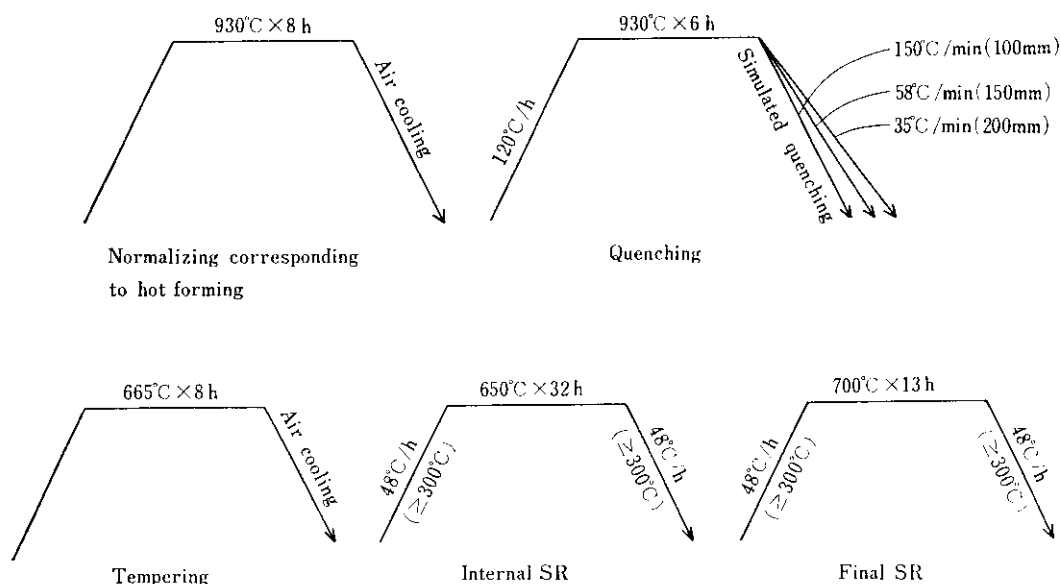


Fig. 12 Heat treatment condition of steel X

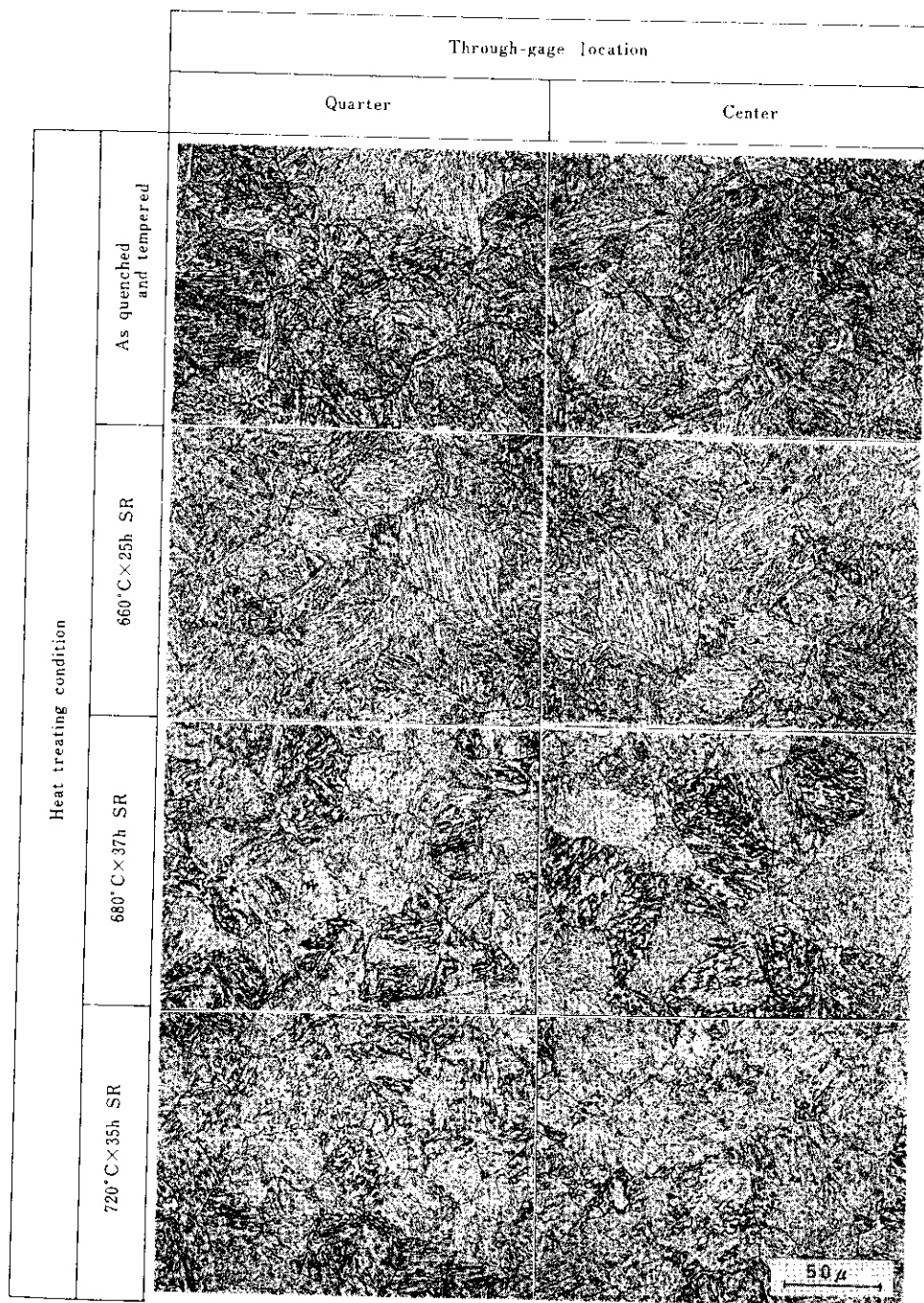


Photo. 1 Relation between SR conditions and microstructures (steel X)

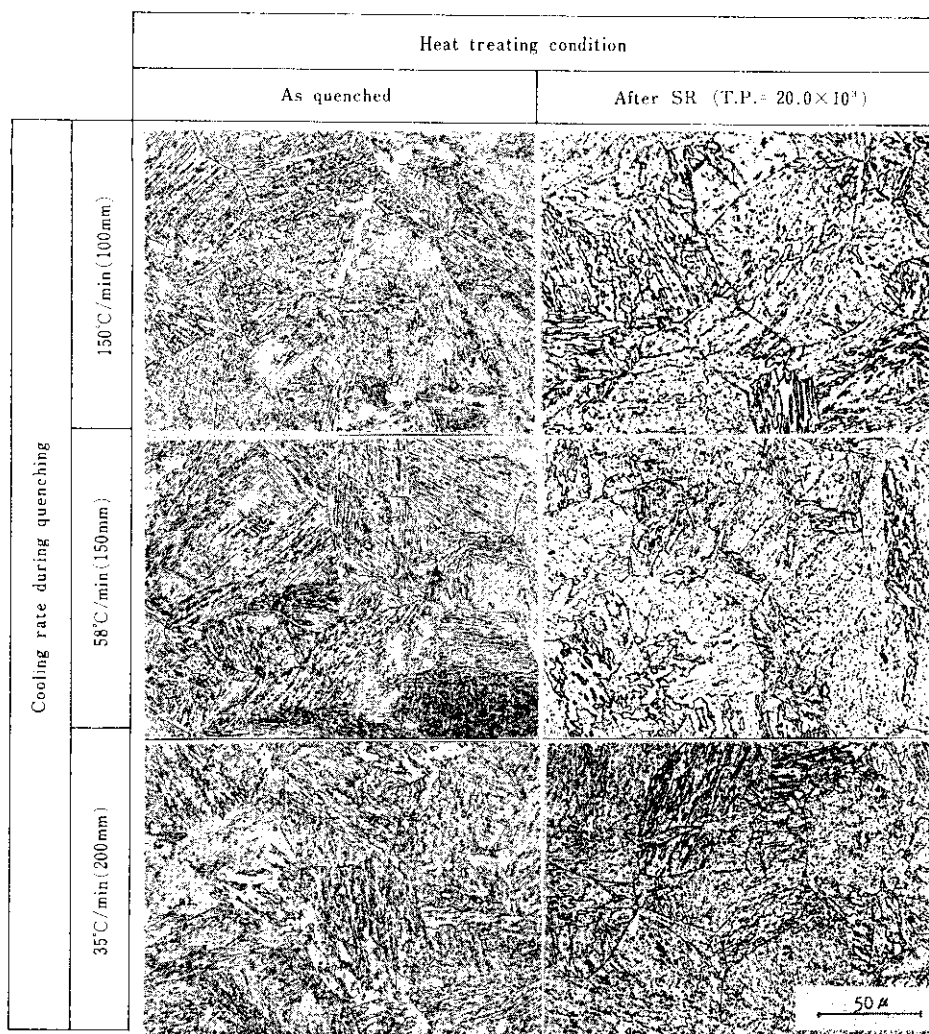


Photo. 2 Relation between cooling rate during quenching and microstructures (steel X)

Table 7 Results of heat treatment test of steel X

Equivalent thickness (mm)	Tensile test													2mm V Notch impact test	Hardness test
	Room temperature					395°C				430°C				Absorbed energy at 20°C	Vickers hardness
	Yield strength (0.2% offset) (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction (%)	Yield ratio (%)	Yield strength (0.2% offset) (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Yield strength (0.2% offset) (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	(kg·m)	(10kg)
Spec.	≥31.6	52.6/70.2	≥18	≥45											
100	43.6	58.7	28	74	74	35.4	48.9	19	73	34.6	46.9	21	73	20.4	180
150	43.5	58.8	29	73	74	39.5	50.9	17	68	39.3	49.6	17	72	21.4	180
200	44.0	59.0	29	74	75	35.8	48.8	19	70	34.2	47.1	20	71	20.6	193

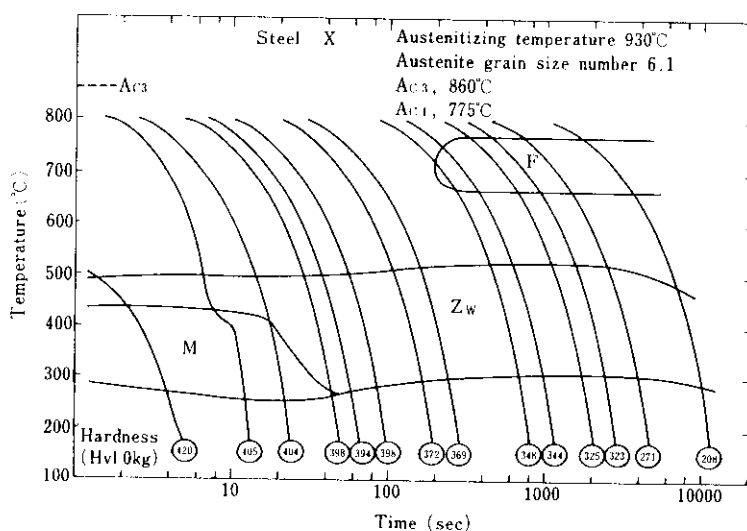


Fig. 13 CCT diagram of steel X

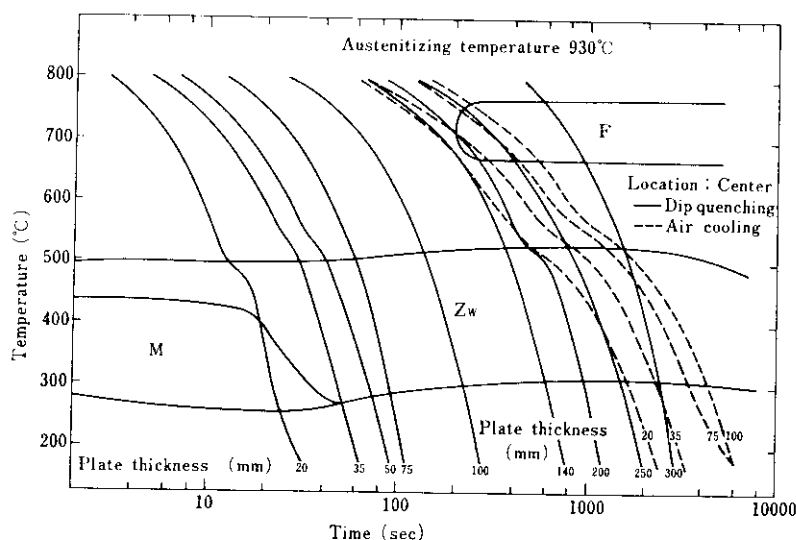


Fig. 14 Cooling curves of water dip quenched or air cooled specimen in various thicknesses

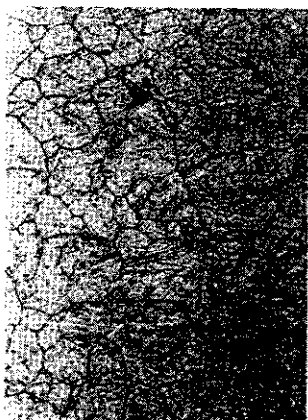
Photo. 3 に示す。また種々の板厚の試験片を水冷および空冷したときの冷却曲線を Fig. 14 に、冷却速度として 860°C (A_{c3}) から 300°C までの平均冷却速度を採用したときの板厚中央部の冷却速度と板厚との関係を Fig. 15 に示す。これらの結果から、代表的な焼入れ組織あるいは板厚を想定したときの冷却曲線がもとめられる。

さらに、Fig. 16 に示すような平均冷却速度 $2.5 \sim 400^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の範囲で、6 種類の冷却曲線を選び、X 鋼をもちいて同じオーステナイト化条件から模擬焼入れを行ない、焼入れのまま、 660°C

$\times 2.5\text{h}$ 焼もどし ($T. P. = 19.0 \times 10^3$) および $700^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}$ 焼もどし ($T. P. = 20.8 \times 10^3$) 後の平均硬さ、フェライト部およびベイナイト部のマイクロビッカース硬さ、初析フェライト量を求めた。

結果を Fig. 17 に示す。ここで初析フェライト量は焼入れのままの顕微鏡組織から面積比としてもとめた。また各条件の試料について、光学顕微鏡組織とともに抽出レプリカ法、薄膜法による電子顕微鏡組織を観察しても焼どしにともなう組織の変化を調べた。一例を Photo. 4~6 に示す。

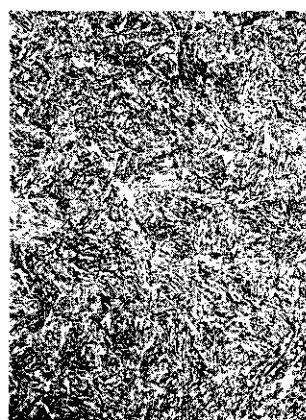
Fig. 17 より、ベイナイト部のマイクロビッカース



Austenite grain size No. 6.1



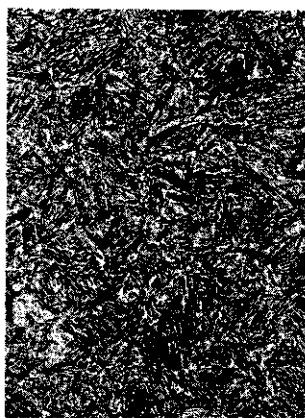
Vickers hardness 420



Vickers hardness 404



Vickers hardness 398



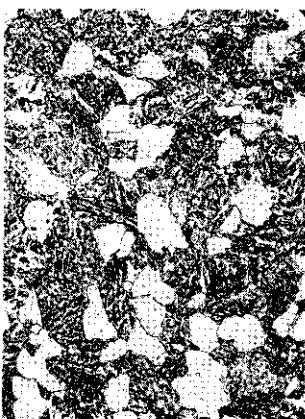
Vickers hardness 369



Vickers hardness 348



Vickers hardness 325



Vickers hardness 271



Vickers hardness 208

Photo. 3 Austenite grain size, and microstructure after continuous cooling (steel X)

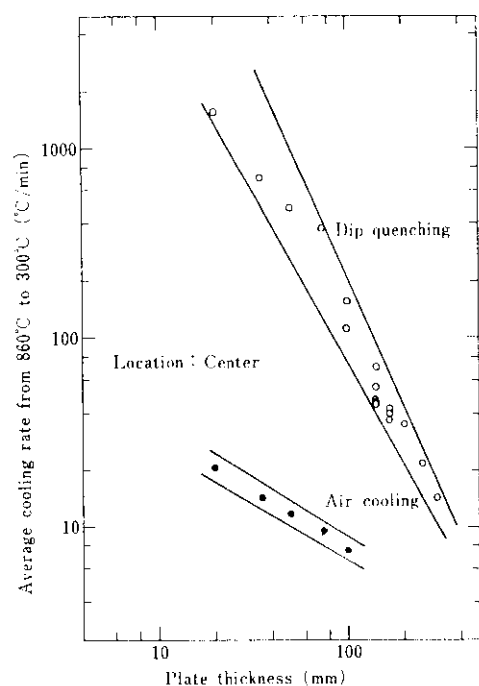


Fig. 15 Relation between plate thickness and average cooling rate

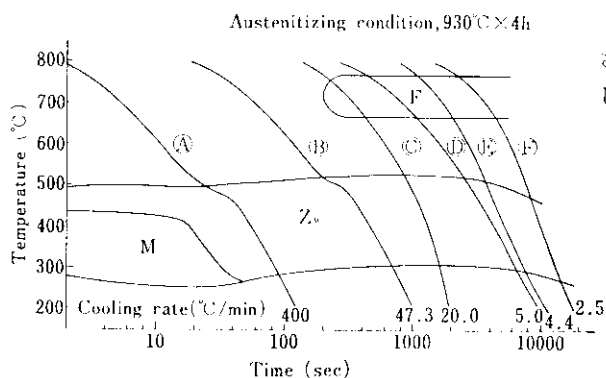


Fig. 16 Cooling curves of simulated quench for steel X

ース硬さは焼入れのままで生成された冷却速度により多少の変動があるが、焼もどし後では生成時の冷却速度によらず、ほぼ一定の値を示していることがわかる。これに対応して Photo. 5, 6 では、焼もどし後のベイナイト部の格子欠陥の減少および炭化物の凝集の程度は焼入れ冷却速度によらずほぼ同じであり、析出物は T. P. が 19.0×10^3 程度では針状のモリブデン炭化物と粗大な

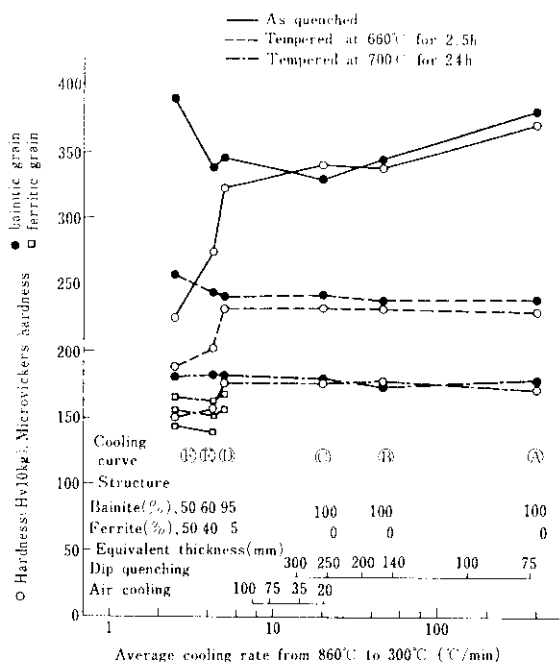


Fig. 17 Relation between hardness and quenched structure

$M_{23}C_6$ の混合であるが、T. P. が 20.8×10^3 になるとすべて大きい $M_{23}C_6$ になっている。

フェライト部のマイクロビッカース硬さも生成された冷却速度によらずほぼ一定であり、焼もどしの進行とともにやや増加する傾向が認められる。これは Photo. 5, 6 より、フェライト部では焼入れ時に導入される格子欠陥は少なく、焼もどしにより析出物が生じるためであると考えられる。

平均硬さは初析フェライトを含まない場合は、ベイナイト部のみの硬さと同様の挙動を示すが、焼入れ冷却速度が $5^\circ\text{C}/\text{min}$ 以下になり初析フェライトが析出した場合には、硬さは急激に減少する。

4. ASTM A387 D 鋼への合金元素添加の影響

設備の大型化および使用条件の苛酷化などにより、最近この鋼種の使用される板厚が増加し、強度の確保が困難になりつつある。これに対処するため、ASTM A387 D 鋼の強度増加を目的として、規格で規定されている成分に若干の合金元素

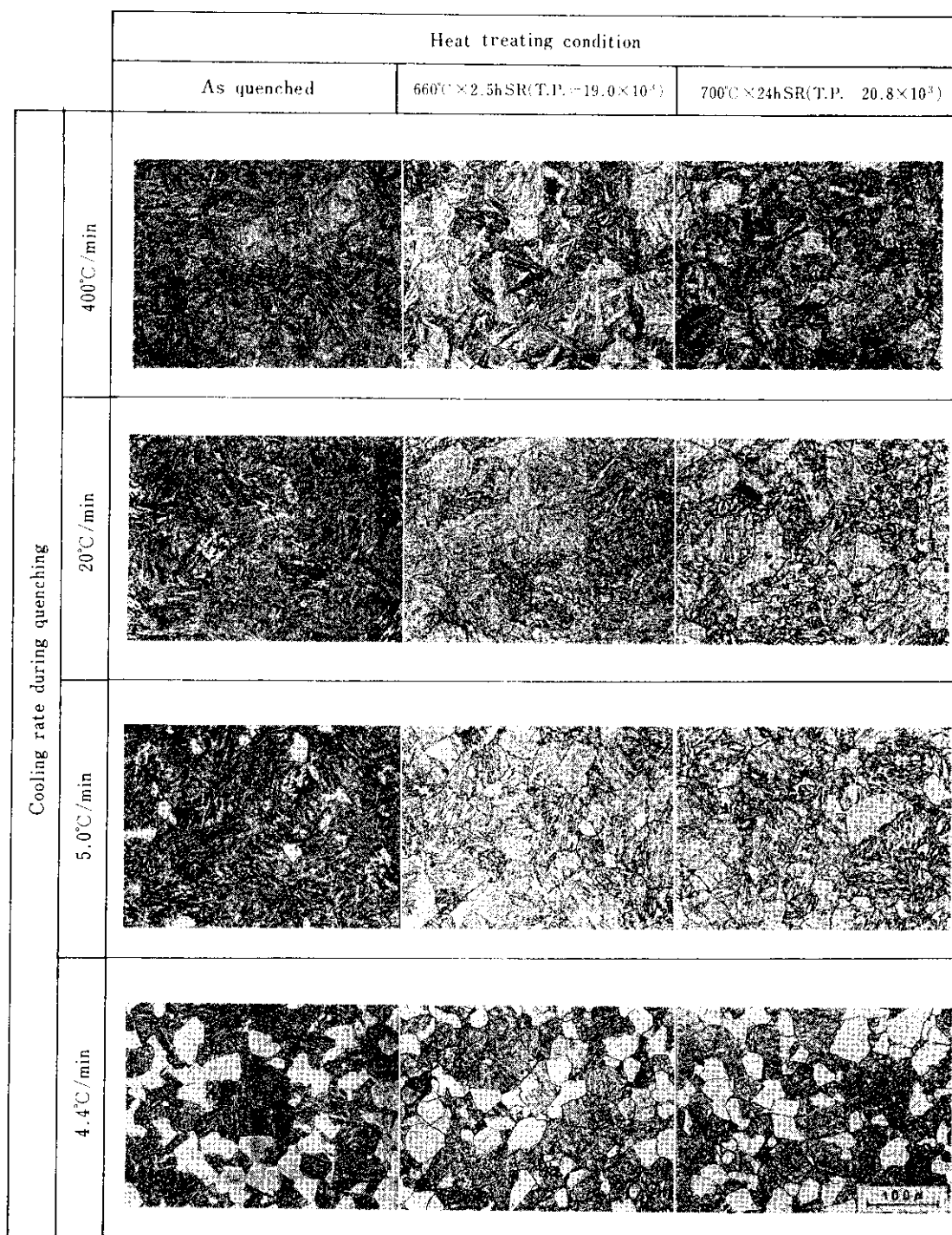


Photo. 4 Relation between microstructures and cooling rate during quenching (steel X)

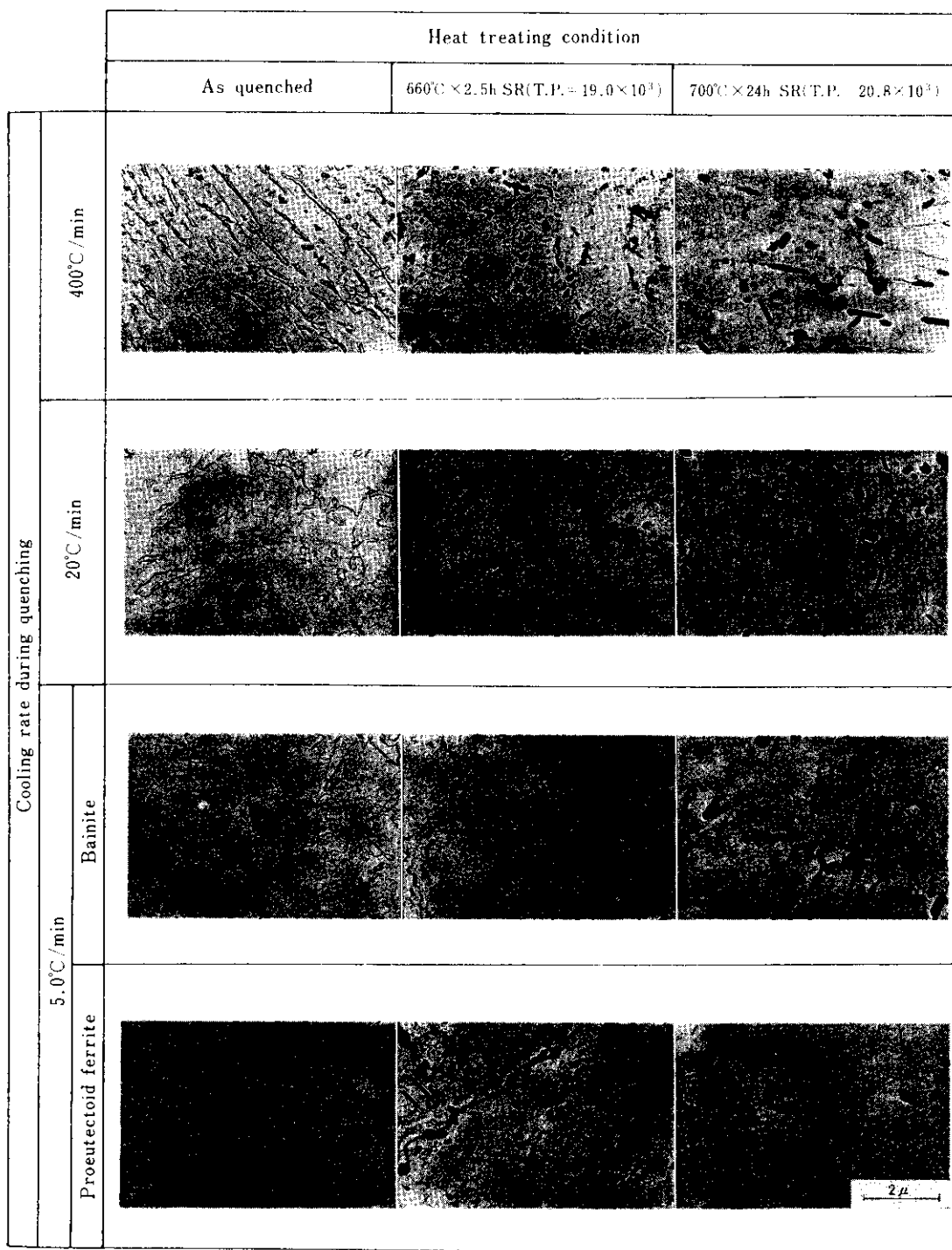


Photo. 5 Relation between electronmicrograph (extraction replica technique) and cooling rate during quenching (steel X)

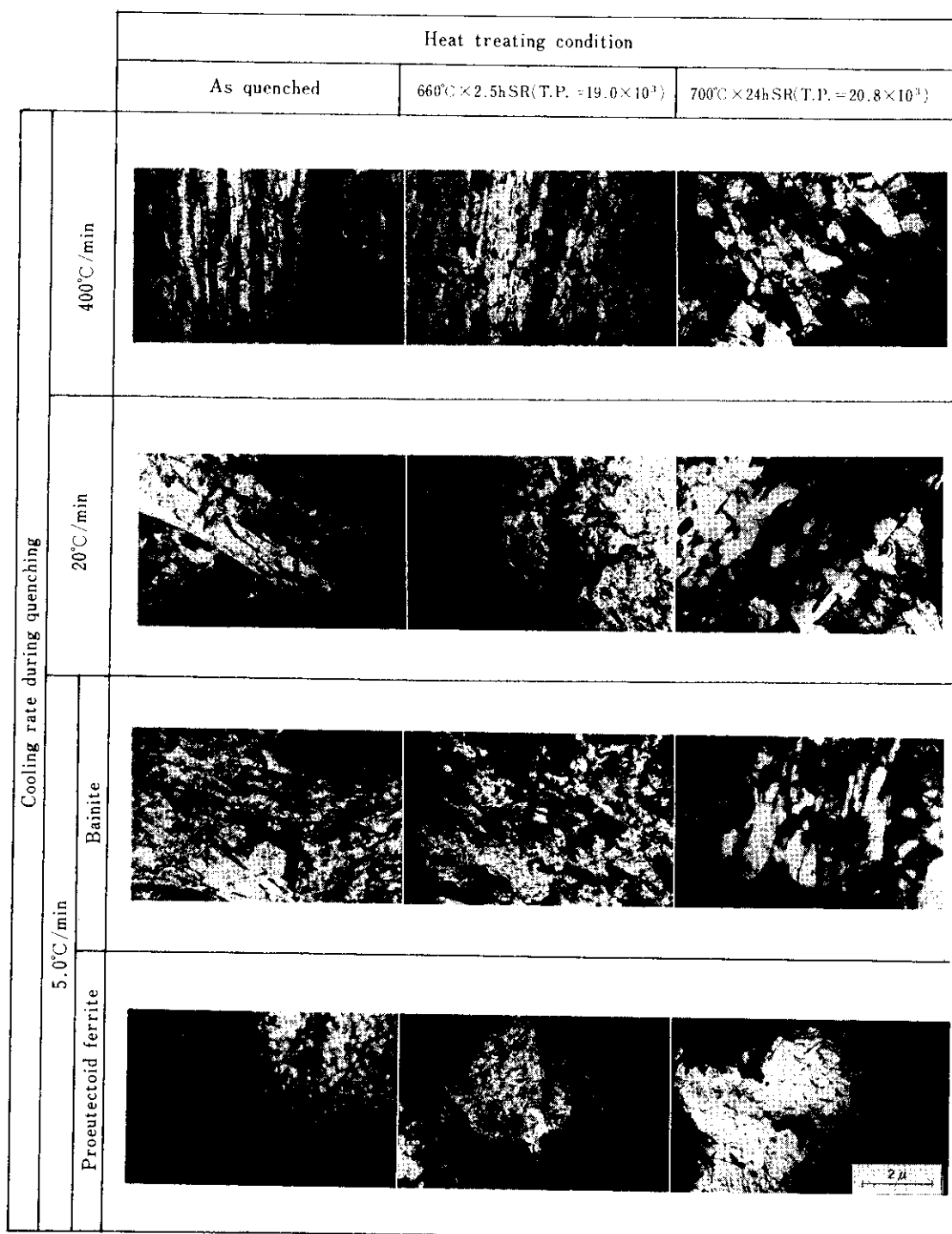


Photo. 6 Relation between trasmission electronmicrograph and cooling rate during quenching (steel X)

を添加した実験室規模の小型鋼塊を溶製し、添加合金元素の機械的性質におよぼす影響を調査した。

4-1 供試材

真空溶解により、Table 8 に示す化学成分の 30kg 鋼塊を溶製した。日標成分は標準型 ASTM A387 D 鋼を基準にして Mn, Ni, Cu, V, Al および Nb の単独または複合添加の機械的性質におよぼす影響が調査できるように選んだ。真空溶解ではあるが N 含有量は工場製造材に近ずけるため 70~90ppm を目標とした。溶解後、厚さ 20mm の鋼板に鍛造し、試験に供した。

4-2 熱処理

鍛造後、鋼板に Fig. 18 に示す熱間加工相当の焼ならし、焼入れ、焼もどし、SR を行なった。焼入れ冷却速度は板厚 250mm の中心部に相当するように平均冷却速度は 22°C/min で行なった。I~K 鋼については焼入れ後 700°C×16h (T. P. = 20.6×10³) の SR も行なった。さらに T. P. と硬さの関係を調べるために、上記の焼入れ後 Table 9 に示す条件で SR を行なった。

4-3 試験結果

Fig. 18 に示した熱処理および 700°C×16h の SR を実施した試験材について、常温、395°C および 430°C における引張試験、シャルピー衝撃試

験、硬さ試験、オーステナイト粒度の測定、および顕微鏡組織の観察を行なった。この試験結果を Table 10, Fig. 19, Fig. 20 および Photo. 7 に示す。また SR 条件をかえた場合の、硬さと T. P. の関係を Fig. 21 および Fig. 22 に示す。

Fig. 21 および Fig. 22 から強度増加には 0.2% Ni の添加はあまり有効でないが、0.2% Cu の添加あるいは 0.2% Mn の増加は有効であることがわかる。また Nb および V の添加も強度に寄与しているといえよう。

焼入れ組織は A, B, G および K 鋼が若干の初析フェライトを含むベイナイトの混合組織であるほかは、ベイナイトのみの組織であり、A 鋼はとくに焼入れ性がひくいようである。また Nb を添加した G 鋼は細粒であり、Al 含有量の少ない J および K 鋼は粗粒である。強度と組織との対応では初析フェライトを含む A および K 鋼は強度がやや低く、初析フェライトを含むが細粒である G 鋼は高い強度を示している。

シャルピー衝撃試験結果はいずれも良好であった。

Fig. 21 および Fig. 22 に示したように SR 条件の影響は T. P. の低い段階で 2 次硬化が現われるが、T. P. の増加とともに軟化する。V を添加した F および H 鋼では T. P. = 20.0×10³ 程度まではほかの鋼種に比べ高い硬さを示しており、焼もどし軟化抵抗が大きいことがわかる。しかし、T. P. が 20.0×10³ 以上になるとほかの鋼種と同

Table 8 Chemical compositions of modified A387D steels

(%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al _{sol}	V	Nb	N _{total}	O
ASTM spec.	≤0.15	0.15	0.30	≤0.035	≤0.035	---	---	2.00	0.90	---	---	---	---	---
A	0.13	/0.50	/0.60	0.010	0.010	---	---	2.44	/1.10	0.009	---	---	0.0084	0.0024
B	0.13	0.26	0.79	0.010	0.010	---	---	2.46	1.06	0.008	---	---	0.0088	0.0023
C	0.14	0.42	0.78	0.010	0.010	0.20	---	2.46	1.03	0.009	---	---	0.0089	0.0022
D	0.13	0.25	0.78	0.010	0.010	---	0.20	2.43	1.06	0.010	---	---	0.0087	0.0030
E	0.11	0.25	0.81	0.011	0.012	0.21	0.21	2.46	1.05	0.010	---	---	0.0084	0.0020
F	0.12	0.27	0.79	0.010	0.011	---	0.20	2.50	1.05	0.010	0.09	---	0.0099	0.0027
G	0.12	0.27	0.78	0.012	0.012	---	0.20	2.40	1.05	0.010	---	0.05	0.0096	0.0027
H	0.12	0.25	0.80	0.011	0.012	0.20	0.20	2.50	1.11	0.011	0.10	0.055	0.0090	0.0024
I	0.16	0.26	0.60	0.011	0.010	0.20	0.22	2.38	1.06	0.011	---	---	0.0093	0.0013
J	0.12	0.26	0.61	0.011	0.010	0.20	---	2.34	1.07	0.002	---	---	0.0061	0.0066
K	0.14	0.25	0.61	0.010	0.011	---	---	2.42	1.06	0.003	---	---	0.0092	0.0046

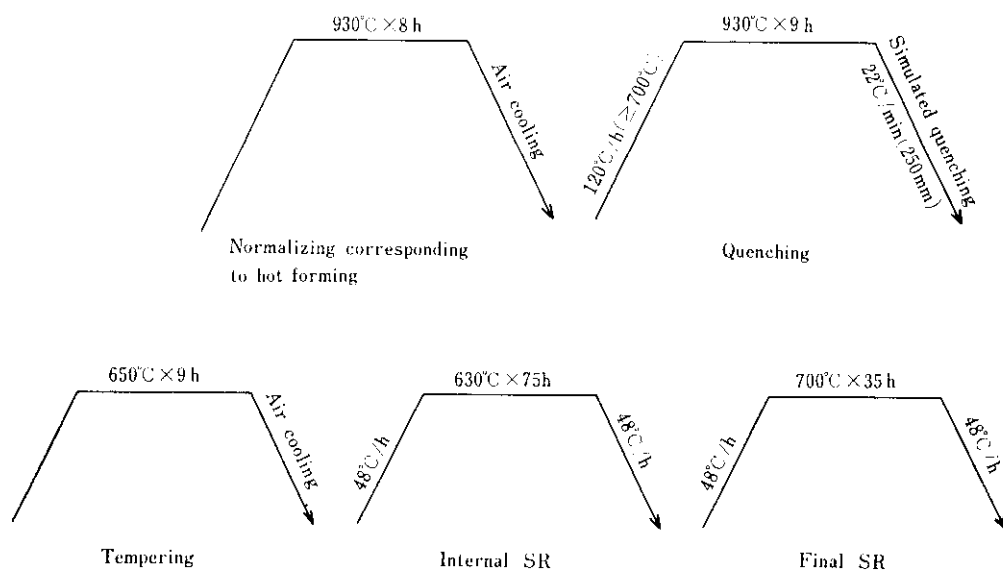


Fig. 18 Heat treatment condition of modified A387D steels

Table 9 SR conditions of modified A387 D steels

Holding temperature (°C)	Holding time (h)	Tempering parameter ($\times 10^3$)	Holding temperature (°C)	Holding time (h)	Tempering parameter ($\times 10^3$)
620	1	17.8	680	40	20.6
620	2.5	18.2	680	110	21.0
620	7	18.6	700	1	19.4
640	1	18.2	700	2	19.8
640	2.5	18.6	700	6	20.2
640	7	19.0	700	15	20.6
660	1	18.6	700	40	21.0
660	2.5	19.0	710	1.5	19.8
660	6	19.4	710	3.5	20.2
660	17	19.8	710	9	20.6
680	1	19.0	710	23	21.0
680	2.5	19.4	750	8	21.4
680	6	19.8	750	20	21.8
680	16	20.2			

Table 10 Mechanical test results of modified A387 D steels

Steel	Heat treatment after quenching	Tensile test														2mmV notch impact test	Hardness test
		Room temperature					395°C					430°C					
		Yield strength (0.2% offset) (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Yield ratio (%)	Yield strength (0.2% offset) (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Yield strength (0.2% offset) (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Absorbed energy at 20°C (kg·m)	Vickers hardness (10kg)	
A	①*	35.4	53.7	34	76	66	30.5	44.8	19	74	29.3	43.0	22	75	30.0	163	
B	①	38.7	55.8	33	75	69	33.0	45.9	18	72	32.8	44.7	20	73	26.7	171	
C	①	41.5	58.8	32	74	71	33.8	47.9	20	71	32.0	45.4	22	73	25.5	181	
D	①	37.5	54.8	33	75	69	31.0	45.0	21	73	30.6	44.3	24	75	26.7	169	
E	①	41.9	58.3	32	75	72	34.9	47.9	19	70	34.1	46.6	21	72	22.0	181	
F	①	41.9	56.5	31	75	74	35.2	46.3	18	73	35.7	45.5	18	75	28.2	177	
G	①	44.4	58.8	28	74	76	38.1	48.4	17	71	36.4	46.3	17	73	24.4	178	
H	①	41.8	57.2	31	75	73	36.1	46.3	18	71	33.6	45.0	21	72	26.4	180	
I	①	43.3	59.6	29	75	73	—	—	—	—	—	—	—	—	21.1	—	
	②*	40.1	57.8	32	73	70	—	—	—	—	—	—	—	—	18.5	—	
J	①	42.0	56.8	28	77	74	—	—	—	—	—	—	—	—	24.2	—	
	②	35.0	52.7	30	76	67	—	—	—	—	—	—	—	—	24.3	—	
K	①	40.4	55.7	29	77	73	—	—	—	—	—	—	—	—	26.7	—	
	②	35.3	53.2	32	76	67	—	—	—	—	—	—	—	—	24.7	—	

*① : 650°C × 9h Temper, 630°C × 75h Internal SR, 700°C × 35h Final SR

② : 700°C × 16h SR

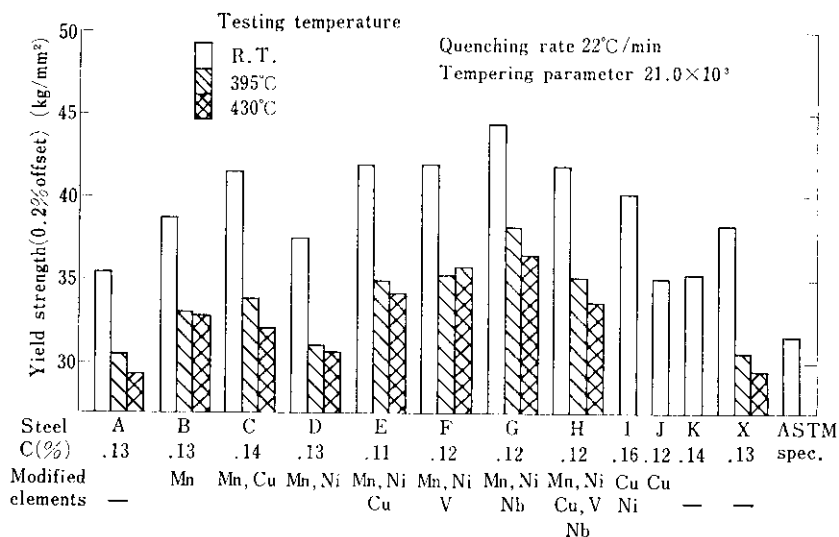


Fig. 19 Effect of alloying elements on yield strength

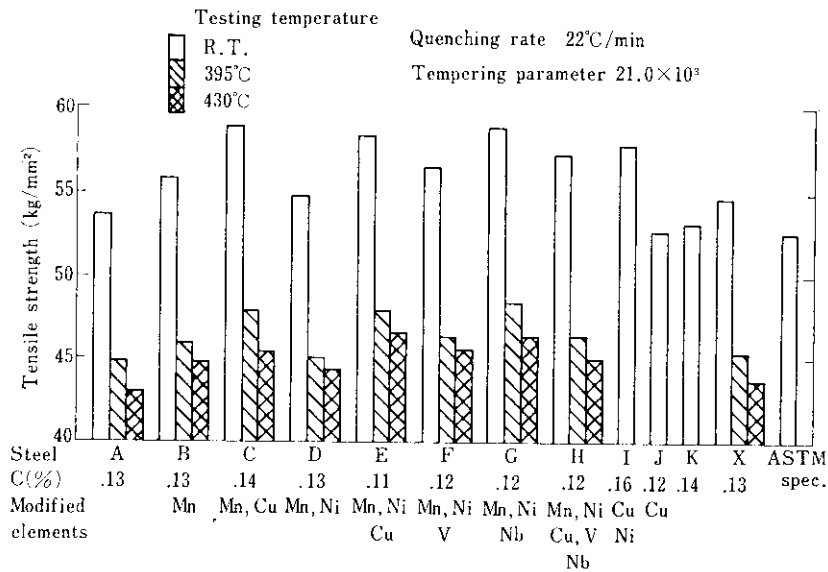


Fig. 20 Effect of alloying elements on tensile strength

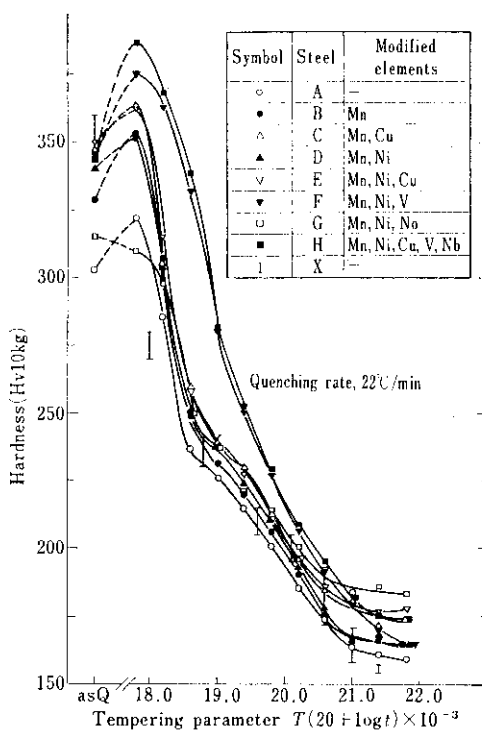


Fig. 21 Effect of alloying elements SR condition on Vickers hardness

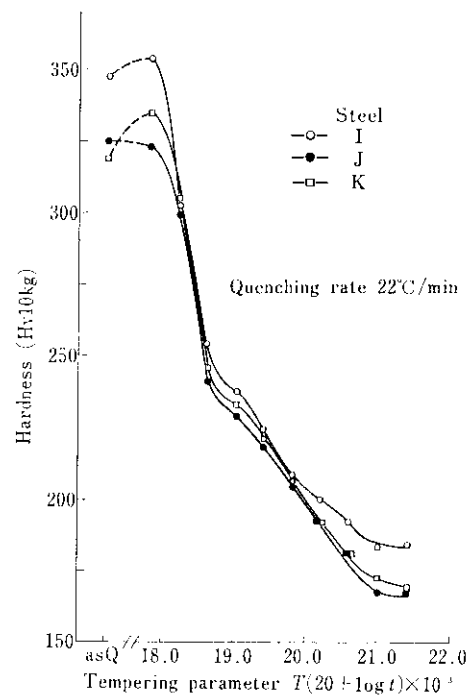


Fig. 22 Effect of alloying elements and SR condition on Vickers hardness

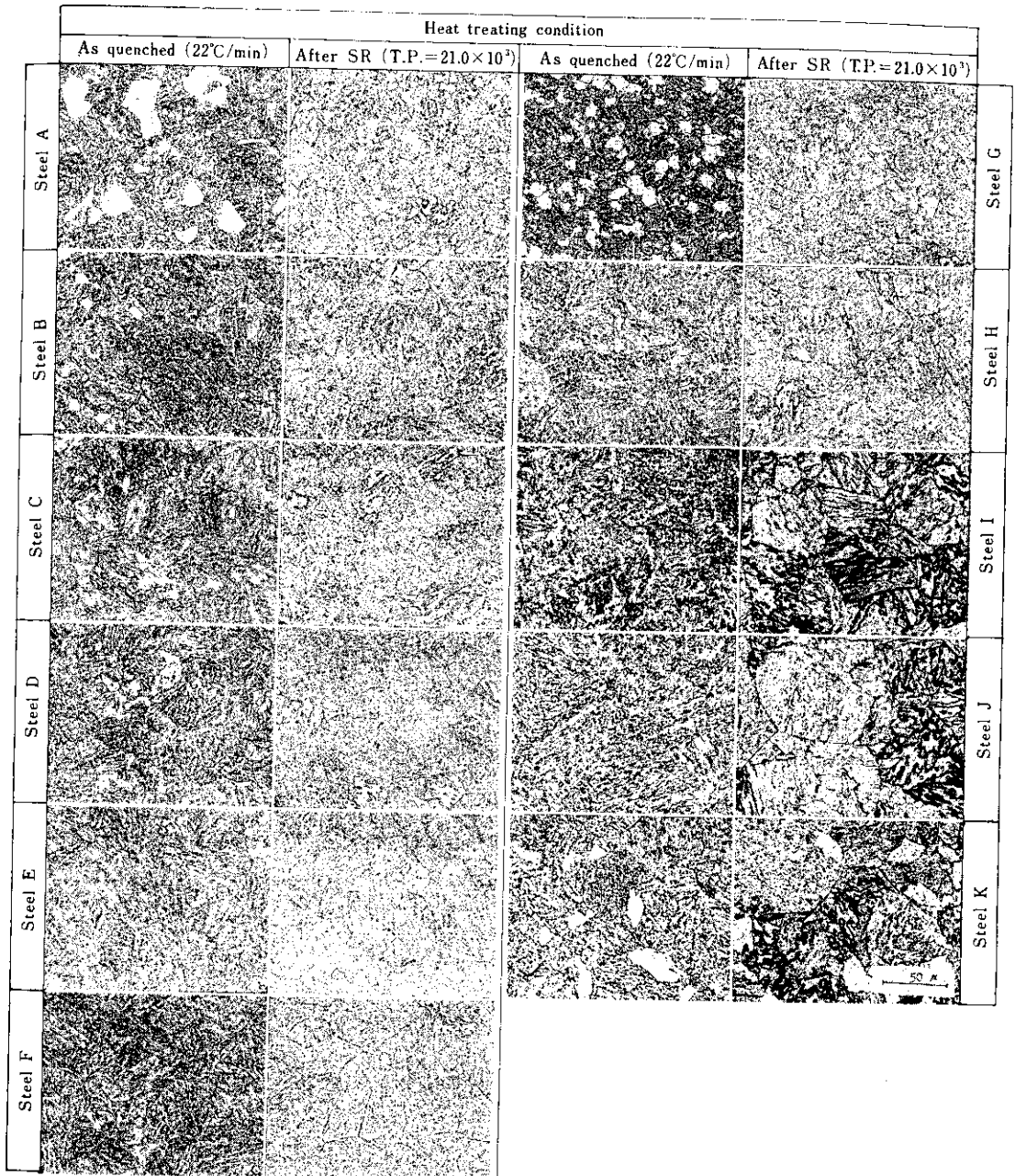


Photo. 7 Microstructures of modified A 387 D steels

じ硬さになっている。また、細粒であるG鋼は焼入れのまま、あるいはT.P.の低い段階では硬さが比較的低いにもかかわらず、T.P.が 21.0×10^3 以上ではほかの鋼種に比べ高い硬さを示している。

同一T.P.であるがSR温度および保持時間を変えた時の硬さ測定結果の一例をFig. 23に示す。この結果から焼もどし温度、時間がかわっても、ここに採用した形のT.P.を使用すれば硬さがほぼ同じであることがわかる。このような試験はほか

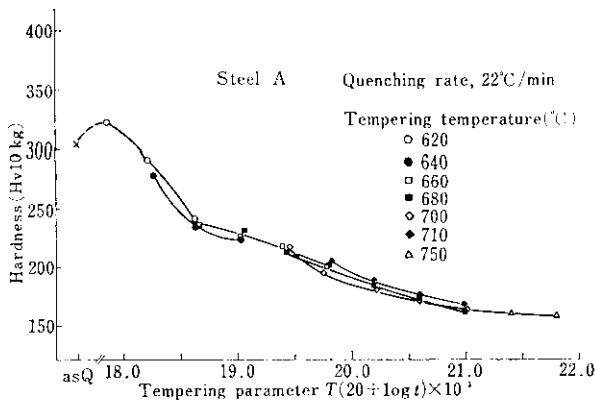


Fig. 23 Hardness of steel A tempered at various conditions

の鋼種についても行なわれたが同じ結果であった。

5. ASTM A387 D 鋼の強度に関する考察

前述の X および A～K 鋼の機械的性質を、常温引張強さと関係づけると Fig. 24～Fig. 29 のように両者の間には一定の関係がみとめられる。Fig. 24～Fig. 29 に示される各機械的性質のうち、規

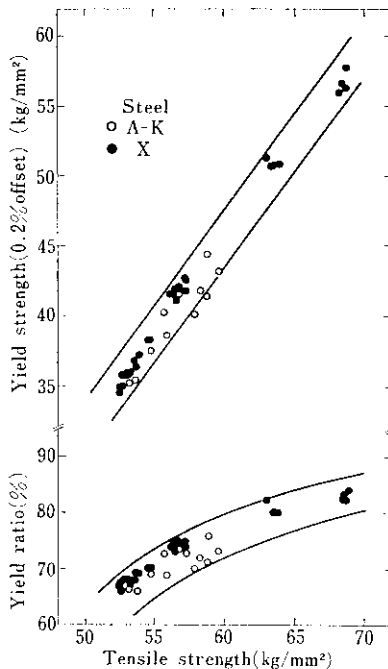


Fig. 24 Relation between tensile strength and other tensile properties

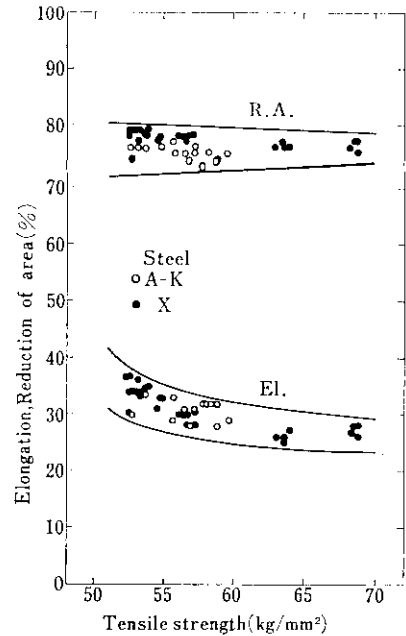


Fig. 25 Relation between tensile strength and other tensile properties

格値を満たさないものは T. P. の高い領域での引張強さのみであり、この鋼種の機械的性質では引張強さの確保のみに問題点がしぼられる。

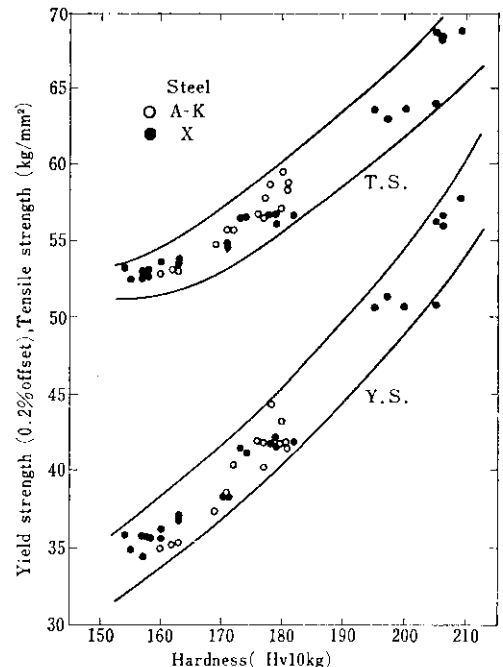


Fig. 26 Relation between Vickers hardness and tensile properties

したがって本章では常温強度のみに限定して、これに影響する因子をこれまでの試験結果と若干の追加試験結果をもとに考察することにする。

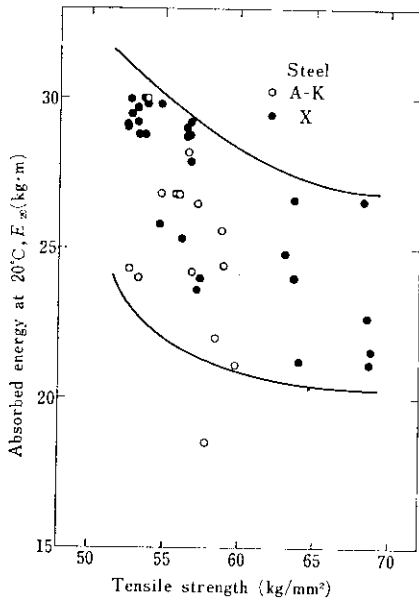


Fig. 27 Relation between tensile strength and absorbed energy of 2mm V notch Charpy impact test at 20°C

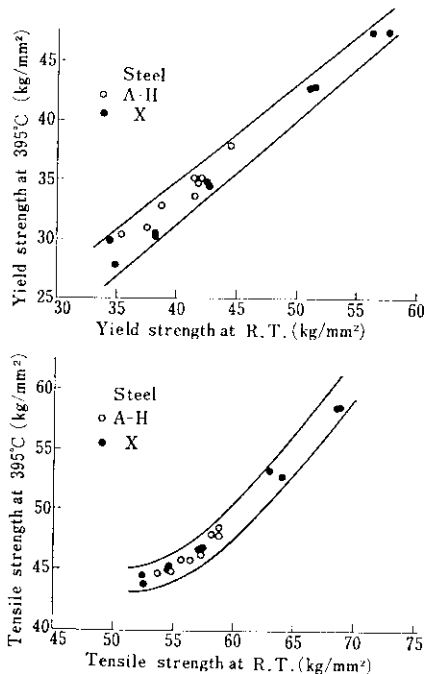


Fig. 28 Relation between tensile properties at R. T. and 395°C

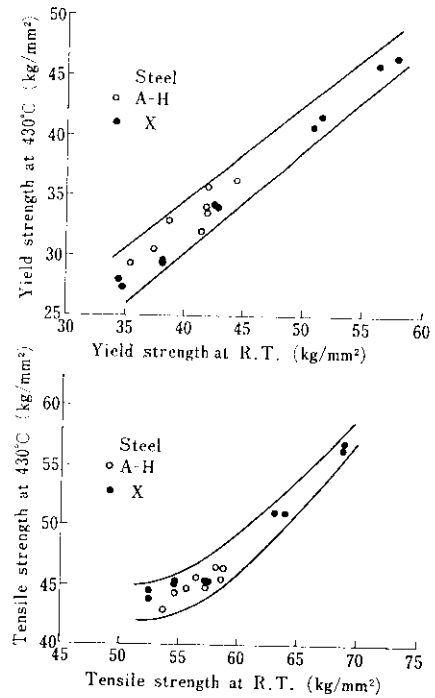


Fig. 29 Relation between tensile properties at R. T. and 430°C

5-1 焼入れ性

焼入れ時初析フェライトが析出しない場合は、Fig. 17 からわかるようにS R後の硬さは焼入れ冷却速度の影響をほとんど受けない。またX鋼を板厚 200mm のまま水冷した場合、Photo. 1 に示すように板厚中心部でも初析フェライトが存在せず、調査したすべてのS R条件で Fig. 3～Fig. 10 に示すように板厚の1/4と1/2では機械的性質に差が見られなかった。さらに同じX鋼を用いて板厚100mm, 150mm および 200mm の板厚中心部相当の模擬焼入れを行なった場合も、機械的性質は焼入れ冷却速度の影響を受けていない。このような結果を示すのは、Fig. 13 に示されるようにこの鋼種ではマルテンサイト、ベイナイトの変態開始および終了温度が、あまり冷却速度によって変化しないことにあると考えられる。これに対し、Fig. 17 に示されるように焼入れ時に初析フェライトを生じた場合には、焼もどし後の硬さは明らかに低い。

以上の結果からこの鋼種の焼入れ性あるいは焼

入れ冷却速度依存性を考える場合、まず重要なことは初析フェライトが析出するかどうかということである。

5.1.1 初析フェライトの析出におよぼす冷却速度の影響

オーステナイトからの冷却に際して、初析フェライトが析出する臨界冷却速度は同じ化学成分、同じオーステナイト化条件での連続冷却変態曲線から求められる。X鋼の場合、この臨界冷却速度は Fig. 14 から水冷の場合板厚約 200mm、空冷の場合 20~35mm の中央部の冷却速度に相当する。しかしX鋼では板厚 200mm のままで水冷した場合の板厚中央部では初析フェライトは認められなかった。この差は、両者のオーステナイト化条件の差によるオーステナイト粒度の差に起因すると考えられる。

Fig. 13 と Fig. 17 の結果を用いて、焼入れのままの硬さおよび初析フェライト量を、冷却中フェライト析出域を通る時間に対して示したのが Fig. 30 である。この結果から臨界冷却速度以下であってもフェライト析出域を通過する時間が短かく、析出する初析フェライト量が少ない場合は、組織観察あるいは熱膨張的にその生成が確認されても機械的性質に与える影響は少なく、フェライト析出域を通る時間が 600sec 以上になると初析フェライト量が急激に増加し、これにともなって硬さは急激に減少することがわかる。

Fig. 30 より、X鋼では板厚 300mm 以下の水冷の場合あるいは板厚 100mm 以下の空冷の場合には、板厚中央部がフェライト析出域を通る時間は 400sec 以下であり、初析フェライト量も 5% 以下であるため、初析フェライトの析出による硬さの低下は 20~30Hv 程度にとどまっている。

5.1.2 オーステナイト粒度の影響

X鋼とA鋼とはいずれも標準型の成分であるが、Fig. 19 および Fig. 20 にみられるようにX鋼のほうが高い強さを示している。また焼入れ組織は、X鋼については Fig. 30 に示したように厚さ 250mm の中心部に相当する焼入れ冷却速度で 5% の初析フェライトを含んでいるのに対し、A

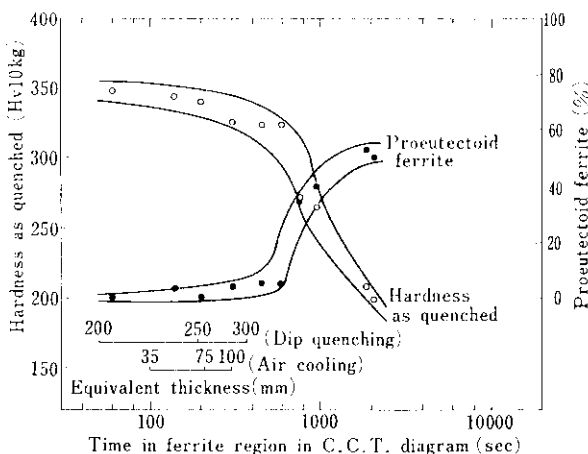


Fig. 30 Effect of time in ferrite region in C. C. T. diagram on hardness and fraction of proeutectoid ferrite

鋼では約20%の初析フェライトを含んでいる。この差は両者の Al 含有量が異なっているため、焼入加熱時のオーステナイト粒度に差があり、これが焼入れ性に差を与えたと考えられる。

これを確認するために、A~H鋼およびX鋼について、焼入れ加熱温度をかえ、初析フェライトを析出しやすくするため 860°C から 300°C までの平均冷却速度が 4.6°C/min と遅い冷却速度で模擬焼入れし、焼入れのままの硬さ、初析フェライト量および 700°C×25h (T. P.=20.8×10³) の S Rをした後の硬さを測定した。またそれぞれの焼入れ温度でのオーステナイト粒度も測定した。

オーステナイト化温度の低下とともに初析フェライト量が増加する傾向の一例を D鋼について Photo. 8 に、試験結果を Fig. 31~Fig. 34に示す。

Fig. 31 から同じ鋼種では加熱温度が高いほど焼入れのままおよび S R後の硬さは高いことがわかる。また、焼入れ硬さの加熱温度依存性は鋼種によってかなり異なっているが、この相異はたんに成分だけでは説明できない。たとえばX鋼は同じ標準型であるA鋼ばかりでなく標準型より合金成分の多いB, C, DおよびG鋼よりもすべての加熱温度において焼入れ硬さが高い値を示している。

しかし焼入れのままおよび S R後の硬さを、焼入れの時に生じた初析フェライト量に対して示す

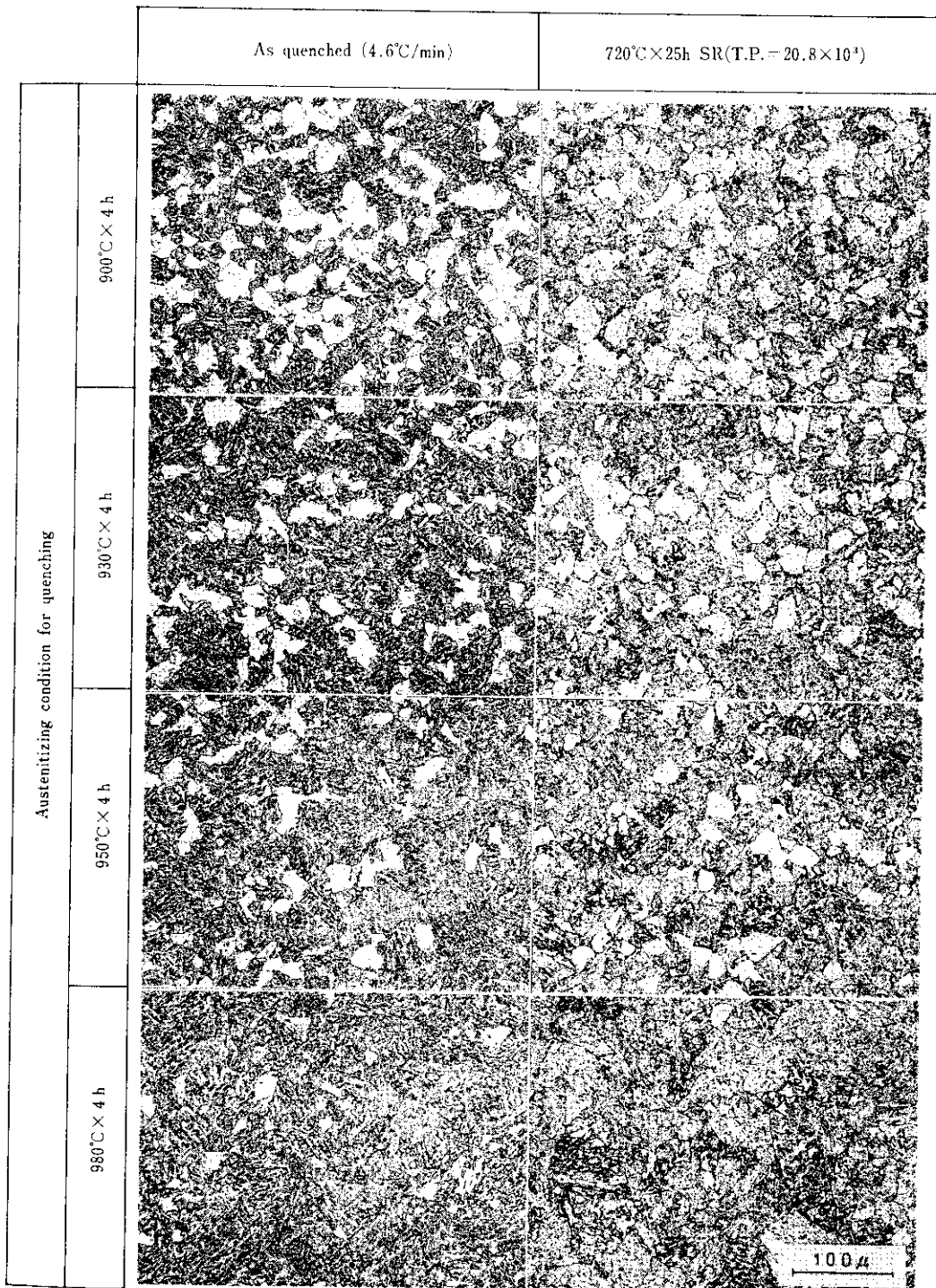


Photo. 8 Effect of austenitizing conditions for quenching on microstructure (steel D)

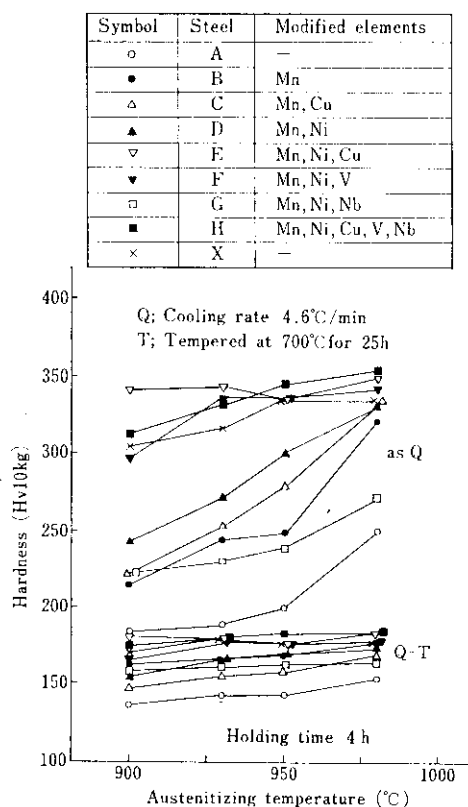


Fig. 31 Effect of austenitizing temperature on hardness

と、Fig. 32 のように成分系、加熱温度に関係なく両者の間にはほぼ一次関係が成立し、初析フェライト量の増加にともない硬さは減少する。すなわち、加熱温度の低下とともに焼入れ前のオーステナイト粒が小さくなり、初析フェライト量が増すために硬さが低下し、実験された加熱温度範囲が初析フェライト量を大きく変える加熱温度範囲に一致している成分系ほど、硬さの加熱温度依存性が大きい。たとえば、最も低い900°C加熱でも初析フェライトが5%程度しか析出しないE鋼では焼入れ硬さは加熱温度に依存せず、逆に Photo. 8 からわかるように、980°C加熱では初析フェライトは約5%であるが、900°C加熱になると約40%の初析フェライトを含むようになるD鋼では焼入れ硬さは加熱温度に大きく依存する。

加熱温度とオーステナイト粒度の関係は Fig. 33に示されるが、同一成分では当然加熱温度の上

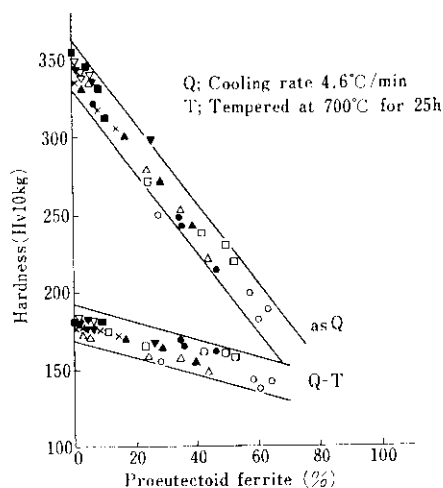


Fig. 32 Relation between fraction of proeutectoid ferrite and hardness (Symbols used in this figure represent same identifications as in Fig. 31)

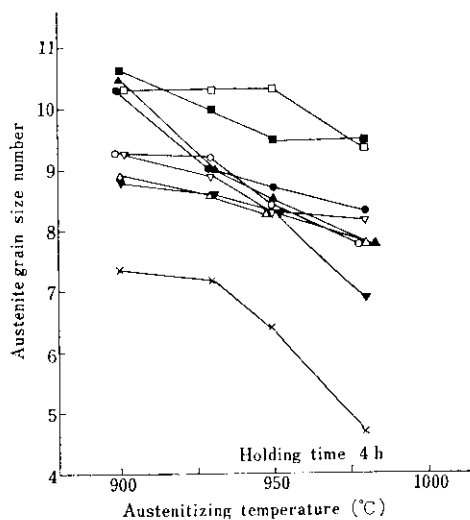


Fig. 33 Effect of austenitizing temperature on austenite grain size number (Symbols used in this figure represent same identification as in Fig. 31)

昇とともにオーステナイト粒は粗大化する。鋼種間の比較ではX鋼が最も粗大粒であり、Nb添加のGおよびH鋼が最も細粒である。これは Table 1 および Table 8 からわかるようにX鋼はAl含有量が少なく、GおよびH鋼ではNbの細粒化作用によると考えられる。

Fig. 34 はオーステナイト粒度と初析フェライ

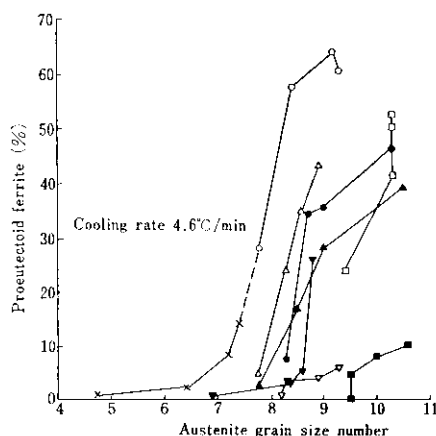


Fig. 34 Effect of austenite grain size number on fraction of proeutectoid ferrite (Symbols used in this figure represent same identification as in Fig. 31)

ト量の関係を示すが、オーステナイト粒が小さいほど初析フェライト量が多い。特に初析フェライト量が10%を越えるようになると、オーステナイト粒度番号が一番細粒になることによって初析フェライト量が急激に増加することに注意する必要がある。したがって、このような条件ではオーステナイト化条件の変化がオーステナイト粒度をわずかしつかえない場合でも、初析フェライトを通じて強度への効果は無視できないことになる。

以上のことから板厚が増加し、焼入れによって初析フェライトが析出する場合には後述する合金元素の添加による焼入れ性の改善以外に、焼入れ加熱温度の上昇、Al含有量の減少などによるオーステナイト粒の粗大化によって、焼入れ性をよくし、初析フェライト量を減少させて強度低下を防ぐことは有効である。

5.1.3 合金元素の影響

前項で述べられたように焼入れ性を論ずる場合初析フェライトが重要であり、この析出に対してオーステナイト粒度が大きく影響している。したがって、ASTM A387 D 鋼の焼入れ性におよぼす合金元素の影響は合金元素の直接効果と、オーステナイト粒度を通しての間接的效果とに分けられる。

後者については前項で述べられたとおり、Al、

Nb のみに影響が認められ、これらの元素量の増加はオーステナイト粒を細かくし焼入れ性や悪くする。

前者については Fig. 34 にその影響が示されている。Fig. 34 において同じオーステナイト粒度で比較して初析フェライト量が少ない成分系のほうが焼入れ性がよいことになる。

Al についてはA鋼とX鋼、VについてはD鋼とF鋼、NbについてはD鋼とG鋼、そしてNb+VについてはE鋼とH鋼から比較できるが、これらの元素については、ここで添加された程度の量では焼入れ性への直接の効果は認められない。逆に、Mn についてはAとB鋼またNiについてはB鋼とD鋼およびC鋼とE鋼からともに0.2%の増加は焼入れ性を直接増すことがわかる。Mn および Ni は平衡変態点を下げ、オーステナイト安定化元素として知られていることから当然であろう。ただこの比較においてC鋼はほかの鋼種よりもCおよびSiの含有量が多く、またE鋼はC含有量がやや少ないことに注意を要する。Cu についてはD鋼とE鋼、またVおよびNbの効果がないとしたときのFおよびG鋼とH鋼との比較から、焼入れ性を良くする効果が認められるが、B鋼とC鋼の比較では効果が認められない。しかしC鋼は前述のとおり比較に問題のある成分であり、ほかの鋼種ではCuは一般に焼入れ性を増すといわれており³⁾、状態図からみてもオーステナイト安定化傾向をもつことなどから、ASTM A387 D鋼においても焼入れ性を良くすると考えてよいであろう。

5.2 SR 特性

SR後の硬さは Fig. 32 に示されるように、焼入れのままの硬さおよび Fig. 3, Fig. 21 に示されるようにSR条件に主として支配される。しかし、Fig. 20 および Fig. 21 にみられるように、ある種の合金元素の添加は同じ熱処理条件でも強度および硬さに影響を与えている。

5.2.1 SR 条件の影響

硬さは Fig. 21 に示すように T. P. の低い段階で2次硬化現象を示したのち、T. P. の増加と

ともに減少する。SRにともなう析出物の変化はX鋼について **Photo. 5** に示したように、焼入れのままでは冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ のように遅い場合でも析出物は認められない。 $660^{\circ}\text{C} \times 2.5\text{h}$ 焼もどし後では、ベイナイト部には小さい針状の析出物とこれより大きい球状析出物とが共存している。前者は Mo_2C を主とした炭化物であり、後者は M_{23}C_6 型炭化物と考えられる。注意すべきことは初析フェライト中にも焼もどしにより炭化物が析出していることである。 $700^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}$ のSR後では、析出物は大きい棒状あるいは球状の M_{23}C_6 型に成長しており、針状炭化物は初析フェライト中にしか認められない。またいずれのSR条件でも、ベイナイト中の析出物の大きさ分布状態に対する焼入れ冷却速度の影響はみとめられない。

Photo. 6 に示す薄膜法による電子顕微鏡観察結果から焼入れのままでは冷却速度の早い場合にラス状組織が認められる。T. P. の増加とともに格子欠陥が回復し、亜結晶粒界が明りょうになり、亜結晶粒が大きくなる。またこの場合もベイナイト部では焼入れ冷却速度の影響はほとんどない。

以上のことから、強度に対してはT. P. の低い段階では格子欠陥および微細炭化物が寄与しており、T. P. の増加にともない亜結晶が寄与してくると考えられる。したがって、SRによる硬さの減少に及ぼす成分の影響は各元素のそれぞれの過程への影響として理解されなければならない。

5.2.2 合金元素の影響

Fig. 21 に示したT. P. と硬さの関係を成分系により大別すると **Fig. 35** のようになる。Vを添加したF鋼はT. P. = 20.0×10^3 以下ではほかの鋼種に比べ高い硬さを示している。F鋼のT. P. 19.0×10^3 のときの抽出レプリカ法による電子顕微鏡組織を **Photo. 9** に示すが、**Photo. 5** に示した同じT. P. におけるX鋼の組織と比較すると大きい M_{23}C_6 炭化物がF鋼のほうがやや少ない。またベイナイト部のマイクロピッカース硬さは **Table 11** に示されるが、T. P. = 19.0×10^3 のときF鋼のベイナイトはほかの鋼種より約40Hv高い硬さを示している。しかし、T. P. が増加するとV添加材もほかの鋼種とほぼ同じ硬さになる。

これらの結果から、Vは微細炭化物の粗大な M_{23}C_6 炭化物への凝集を遅らせる効果があると考えられる。Vのこのような作用についてはほかの鋼種についても認められている⁴⁾⁵⁾⁶⁾。

Fig. 35 の斜線部は標準型成分に0.2%Mn, Ni, Cuをそれぞれ単独または複合添加したB, C, DおよびE鋼の硬さ範囲である。図からわかるように、T. P. = $20.0 \sim 20.5 \times 10^3$ のSR条件を除く全域にわたって、標準材であるAおよびX鋼より高い硬さを示している。これをさらに詳しく比較すると **Fig. 19**, **Fig. 20** および **Fig. 21** においてB鋼とD鋼あるいはC鋼とE鋼の比較から、0.2%のNi添加は強度および硬さ増加に寄与していないといえる。**Fig. 19** および **Fig. 20** からT. P. = 21.0×10^3 のSR後、0.2%Mnの増加は降伏点を約 $0.5\text{kg}/\text{mm}^2$ 、引張強さを約 $1\text{kg}/\text{mm}^2$ 増加させており、0.2%Cuの添加は降伏点、引張強さともに約 $3\text{kg}/\text{mm}^2$ 増加させていることがわかる。しかし **Fig. 21** より0.2%Mn, 0.2%Cuによる硬さ増加を各SR条件について求め、これらを単純に平均するとMn, Cuともに7Hvとなる。

以上のことから本実験の結果では0.2%Niの添加は効果がなく、0.2%Cuの添加は0.2%Mnの増加よりも強度増加に対して効果が大きいと考えられる。

Mn, NiおよびCuはいずれも鋼中ではそれ自

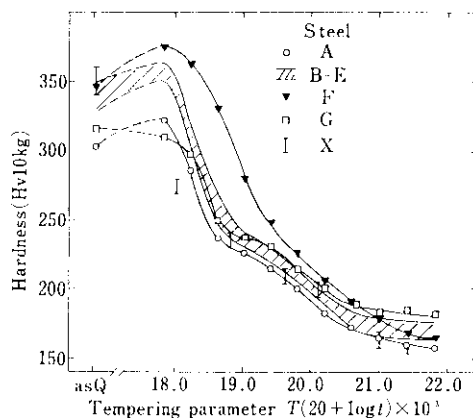
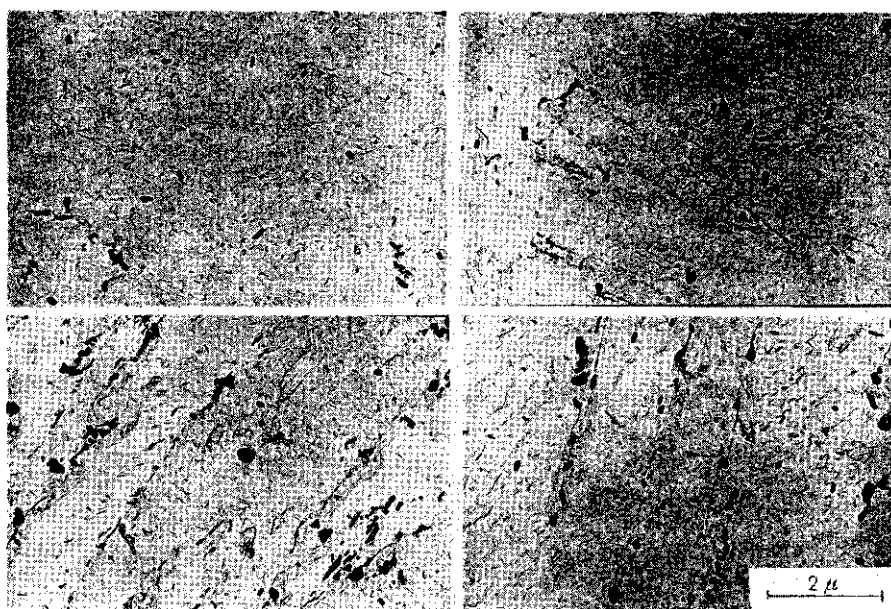


Fig. 35 Effect of SR condition on hardness



Cooling rate during quenching : 20°C/min

Tempering condition : 660°C × 2.5h (T. P. = 19.0 × 10³)**Photo. 9** Electronmicrographs (extraction replica technique) of steel F (V addition steel)**Table 11** Hardness measured for respective structures in various steels and SR conditions

Steel	Type of steel	Quenched structures		T. P. = 0 (As quench)				T. P. = 19.0 × 10 ³				T. P. = (20.8 ~ 21.0) × 10 ³			
		Ferri-te (%)	Baini-te (%)	H _F	H _B	H _V	H _C	H _F	H _B	H _V	H _C	H _F	H _B	H _V	H _C
X	Standard	0	100	—	342	—	342	—	241	230	241	—	179	173	179
A	Standard	20	80	153	342	303	303	155	241	226	224	162	179	168	175
F	Mn-Ni-V	0	100	—	—	346	—	—	288	280	288	—	—	170	—
G	Mn-Ni-Nb	20	80	187	341	315	310	165	243	237	227	167	190	184	185

Note. H_F : Microvickers hardness of ferritic regionH_B : Microvickers hardness of bainitic regionH_V : Average Vickers hardnessH_C : Hardness calculated by following formula

$$H_C = (\text{Ferrite } \%) \cdot H_F + (\text{Bainite } \%) \cdot H_B$$

身の炭化物は作らず、固溶硬化によって強度に寄与する。これらの元素のフェライト中への固溶硬化については多数の報告があるが⁽⁷⁾⁽⁸⁾⁽⁹⁾、硬化率は一定していない。

A鋼とG鋼とはともに板厚 250mm の中央部に相当する焼入れのままで、約20%の初析フェライトを含む(Photo. 7)が、Fig. 21 および Fig. 35

に示されるようにS Rのはほぼ全域にわたってG鋼のほうが約 15Hv 高い硬さを示している。G鋼はNb を含み、Fig. 33 に示されるようにオーステナイト粒が細かい鋼種である。同じNb 添加材であるH鋼もオーステナイト粒度は細かく、硬さも高いが、H鋼の硬さはF鋼と同じ傾向を示したことから、Nb よりも共存したVの影響をより強く

うけたと考えられる。したがって0.05% Nbの添加はオーステナイト粒を細かくし硬さを増加させたと考えられる。

Nbによる細粒化はよく知られておりオーステナイト中に存在するNb炭窒化物がオーステナイト粒の成長を抑制すると考えられている¹⁰⁾。またNb添加鋼では微細析出物による著しい強度増加が認められるが¹¹⁾、これは溶体化後の冷却変態にともなう析出し、母相との間に整合性を維持しているような微細析出物によってのみ起こる効果であり、この鋼種では鍛造後のオーステナイト化でNbは安定な析出物として存在しており、そのためにオーステナイト粒の成長は抑制されるが、上述のような著しい強度増加の作用は期待されない。

Fig. 21 および Fig. 35 において T. P. の増加にともなう硬さ変化に及ぼす Nb の影響は V のそれとは異なって T. P. の大きい領域でとくに効果が認められる。この領域では Photo. 5 のように亜結晶粒の大きさが硬さ変化に大きい影響を与えているとすると、Nb は析出物としてこの成長を抑制していることが考えられる。オーステナイト域での著しい粒成長抑制作用から考えればこの効果は当然考えられる。

6. 総 括

極厚 ASTM A387 D 鋼を対象として、大型鋼塊により標準成分の 200mm 厚極厚鋼板を試作し、鋼板の内部健全性の調査を行なった。続いてこの鋼板の熱処理条件の機械的性質におよぼす影響の調査を行なった。さらに板厚が増加した場合の強度低下を補う目的で、実験室規模の小型鋼塊により合金元素の機械的性質におよぼす影響を調査した。

これらにより以下のことが明らかになった。

- (1) LRF 溶解により内部欠陥の全くない大型極厚鋼板を製造することができた。
- (2) 特に非金属介在物の少ない鋼板の製造ができた。

- (3) 大型鋼塊による製造にもかかわらず、偏析が少なかった。
- (4) 200mm 厚標準型 ASTM A387 D 鋼では焼もどしパラメーターが 21.0×10^3 以上になると引張強さは規格値の下限を下まわる恐れがある。
- (5) そのほかの機械的性質は、試験された焼もどしパラメーター $19.6 \times 10^3 \sim 21.4 \times 10^3$ の全範囲において規格値を十分満足している。
- (6) 板厚あるいは焼入れ冷却速度がかわっても初析フェライトが析出しない場合、焼もどし-SR 後の機械的性質はかわらない。
- (7) 焼入れ後、焼もどしの進行とともにベイナイト部では炭化物の析出、凝集、格子欠陥の減少、亜結晶粒の成長がおこり軟化する。また炭化物の析出成長は初析フェライト粒内にもおこる。
- (8) 焼入れ時初析フェライトが析出したときの焼入れのままの硬さは初析フェライト量に比例して低下する。この影響は焼もどし後までのこる。
- (9) Mn, Ni および Cu の添加は焼入れにおける初析フェライトの析出を抑制するが、0.1% V および 0.05% Nb の添加ではこの作用はない。また焼入れ時の初析フェライトの析出はオーステナイト粒の粗大化によっても抑制され、この点で、Al および Nb の添加は焼入れ性を悪くする。
- (10) 0.2% Mn および Cu の添加はほとんどすべての SR 条件に対して硬さを高くするが、0.2% Ni の添加は効果がない。0.1% V の添加は焼もどしパラメーター 19.5×10^3 以下の場合には非常に硬さをあげるが、 21.0×10^3 以上の焼もどしパラメーターになると効果がない。0.05% Nb の添加はすべての SR 条件、とくに 21.0×10^3 以上の焼もどしパラメーターの場合硬さを上げる。
- (11) 加熱温度 (T)、保持時間 (t) の異なる焼もどしでも、 $T(20 + \log t)$ で表わされる焼もどしパラメーターが同じであればほぼ同じ硬さを示す。

参 考 文 献

- 1) 西岡, 江本: 川崎製鉄技報, **4** (1972) 1, 12
- 2) たとえば ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. IX
- 3) 鉄鋼と合金元素 (上), 347 [誠文堂新光社]
- 4) E. C. Bain: Function of the Alloying Elements in Steel (1939), 260 {A. S. M.}
- 5) K. J. Irvine, F. B. Pickering: J. I. S. I., **196** (1960) 11, 137
- 6) 石塚: 日本製鋼技報, (1963) 14, 30
- 7) M. Gensamer: Trans A. S. M., **36** (1946), 30
- 8) C. E. Lacy, M. Gensamer: Trans, A. S. M., **32** (1944), 88
- 9) K. J. Irvine, F. B. Pickering: J. I. S. I., **201** (1963) 11, 944
- 10) T. Gladman, F. B. Pickering: J. I. S. I., **205** (1967) 6, 653
- 11) W. E. Duckworth, J. D. Baird: J. I. S. I., **207** (1969) 6, 854

