

UDC 669.14.018.292:621.772
669.15'24'28
620.172/.178

圧力容器用炭素鋼および Cr-Mo 鋼の材料特性 Mechanical Properties of Carbon and Cr-Mo Steels for Pressure Vessels

佐藤新吾*
Shingo Sato

松居進*
Susumu Matsui

榎並禎一*
Teiichi Enami

朝生一夫**
Kazuo Aso

谷豪文***
Hidefumi Tani

小林英司****
Eiji Kobayashi

Synopsis:

An investigation has been made of the strength and toughness in plain carbon, $\frac{1}{2}$ Mo and various Cr-Mo steels for pressure vessels. According to this investigation, it is concluded that the following measures are the most important to improve the strength and toughness.

- (1) As to plain carbon and $\frac{1}{2}$ Mo steels, higher carbon equivalent increases the strength, and an increase in Mn/C ratio or aluminium and nitrogen content improves the toughness.
- (2) As to $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo and $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steels, moderate heightening of austenitizing temperature can increase the strength without deterioration of the toughness.
- (3) As to 5Cr- $\frac{1}{2}$ Mo and 9Cr-1Mo steels, though heightening of austenitizing temperature lowers the toughness, this procedure increases the strength after a longer time post weld heat treatment at higher temperatures such as 1200°C.

1. はじめに

圧力容器には用途に応じて多種の鋼材が使用されている。これらのうち、高温域で用いられるフェライト系鋼種の代表的なものに炭素鋼、 $\frac{1}{2}$ Mo 鋼、Cr-Mo 鋼、Mn-Ni-Mo 鋼、Ni-Cr-Mo 鋼などがある。これら鋼材には、高温強度とともに、耐圧試験時あるいは運転停止・開始時の負荷応力に対する安全性確保のために、靱性にもすぐれていることが望まれる。

本報告では炭素鋼、 $\frac{1}{2}$ Mo 鋼および $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo

鋼から 9Cr-1Mo 鋼にわたる各種 Cr-Mo 鋼の常温および短時間高温強度と衝撃靱性について報告し、各鋼の特徴、問題点と製造上留意すべき事項について説明する。

2. 材料規格と熱処理条件

炭素鋼、 $\frac{1}{2}$ Mo 鋼および Cr-Mo 鋼の ASME 材料規格を末尾の Appendix に示す。鍛鋼用 Cr-Mo 鋼としては SA182 に $\frac{1}{2}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼から 9Cr-1Mo 鋼が、SA336 に 1Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼から 9Cr-1Mo 鋼が規定されており、厚鋼板では SA387 に $\frac{1}{2}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼

* 技術研究所水島研究室主任研究員

*** 水島製鉄所鑄鍛部鑄鍛管理室

(昭和54年11月2日原稿受付)

** 水島製鉄所鑄鍛部鑄鍛管理室主査(掛長待遇)

**** 水島製鉄所管理部検査課掛長

から 5Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼が規定されている。炭素鋼, $\frac{1}{2}$ Mo 鋼を含めて、これらの鋼種のうち衝撃特性が規定されているのは SA508 Class 1 鋼と SA541 Class 1 鋼だけであるが、他鋼種においても靱性を要求されることが少なくない。また 2 $\frac{1}{2}$ Cr-1Mo 鋼など特定の Cr-Mo 鋼では焼もどし脆化特性も重要視される。

これらの鋼種はいずれも強度的には引張強さが 40~60kgf/mm² 級のものである。しかし鋼材肉厚が増大すると Fig. 1 に示すようにオーステナイト域から冷却した場合の冷却速度が非常に小さくなることに加えて、Fig. 2 に示すように 2 $\frac{1}{2}$ Cr-1Mo 鋼を含め高グレードの Cr-Mo 鋼に対しては溶接後熱処理条件が高温で長時間となるために、強度確保が一つの重要な要件となる。

なお Fig. 1 の冷却速度は 800°C から 400°C の間の平均速度で示しており、以下の章では単に冷却速度と記す。また Fig. 2 は溶接後熱処理条件を次式の焼もどしパラメータに換算したものであるが、以下の章では焼もどし条件についても同様に換算している。

$$T(20 + \log t) \times 10^{-3}$$

ただし、 T : 焼もどしあるいは溶接後熱処理温度 (K)

t : 焼もどしあるいは溶接後熱処理時間 (h)

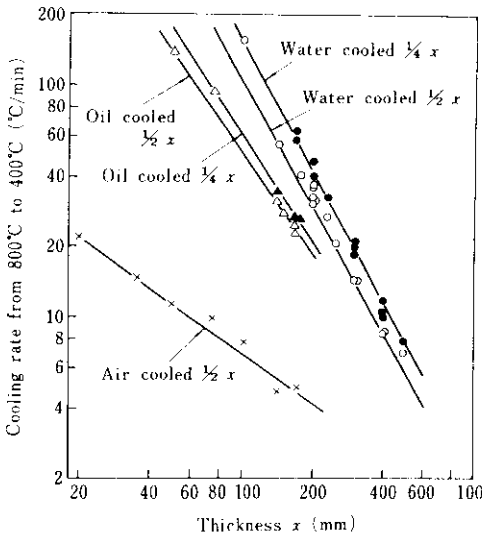


Fig. 1 Relation between cooling rate and plate thickness by various cooling conditions

P No.	Steel	Minimum holding temperature	Minimum holding time	
			2in < x ≤ 5in	5in < x
1	Plain carbon	1100°F (593°C)	$2 + \frac{(x-2)}{4}$ h	
3	$\frac{1}{2}$ Mo			
4	1Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 1 $\frac{1}{2}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo			
5	2 $\frac{1}{2}$ Cr-1Mo 3Cr-1Mo 5Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 7Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 9Cr-1Mo	1250°F (677°C)	x h	$5 + \frac{x-5}{4}$ h

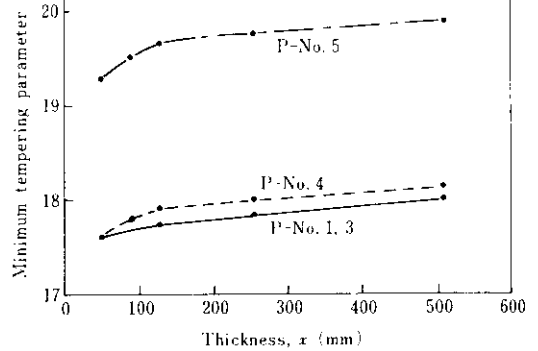


Fig. 2 Relation between thickness and minimum value of tempering parameter, $T(20 + \log t) \times 10^{-3}$, required for post weld heat treatment (ASME Sec. III Div. I 1979 Summer Addenda) where T is holding temperature (K) and t is holding time (h)

3. 常温強度と衝撃靱性

3.1 冷却速度依存性

Table 1 の供試材に Table 2 の条件の熱処理を行った場合の降伏強さおよび引張強さと冷却速度の関係を Fig. 3 に示す。用いた冷却速度の範囲は約 4°C/min から 60°C/min である。これは、水冷材では約 600mm から 150mm、空冷材では約 200mm から 10mm 程度の厚さの鋼材の肉厚中心部の冷却速度に相当する (Fig. 1 参照)。この範囲は実際に使用される鋼材肉厚をはば含んでいる。

さて、強度は冷却速度の減少とともに低下する傾向にあるが、鋼種によってその程度が異なる。これは Photo. 1 に示す組織変化に対応しており、以下のように特徴づけられる。

(1) 炭素鋼と $\frac{1}{2}$ Mo 鋼

両鋼はよく似た組織を示す。炭素鋼では冷却速

Table 1 Chemical compositions of steels tested

Steel		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al
Plain carbon	A	0.27	0.28	0.88	0.010	0.007	0.02	0.07	0.17	0.05	0.027
	B	0.19	0.19	1.29	0.010	0.006	0.03	0.19	0.18	0.02	0.019
$\frac{1}{2}$ Mo	C	0.25	0.25	0.63	0.012	0.005	0.01	0.02	0.05	0.48	0.011
$1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo	D	0.14	0.63	0.69	0.015	0.008	0.02	0.02	1.41	0.59	0.025
$2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo	E	0.14	0.08	0.50	0.011	0.008	0.01	0.03	2.42	0.99	0.018
	F	0.13	0.08	0.51	0.009	0.008	0.12	0.12	2.41	1.04	0.011
3Cr-1Mo	G	0.13	0.08	0.50	0.010	0.007	0.01	0.04	3.22	0.96	0.014
5Cr- $\frac{1}{2}$ Mo	H	0.14	0.13	0.50	0.004	0.006	0.02	0.06	4.96	0.60	0.003
9Cr-1Mo	I	0.13	0.61	0.44	0.012	0.006	0.01	0.10	8.76	0.94	0.009

Table 2 Heat treating conditions to investigate the relation between strength at room temperature, toughness and cooling rate

Steel	Austenitizing temperature (°C)	Tempering condition (Tempering parameter)
Plain carbon	A	880
$\frac{1}{2}$ Mo	C	880
$1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo	D	930
$2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo	E	930
3Cr-1Mo	G	930
5Cr- $\frac{1}{2}$ Mo	H	930
9Cr-1Mo	I	980

度が70°C/minの場合でもフェライト+パーライト組織、 $\frac{1}{2}$ Mo鋼では80°C/minの場合でもフェライト+パーライト+ベイナイト組織といずれもフェライトを主体とする組織であり、冷却速度が減少しても組織変化は小さい。したがって強度が低く冷却速度依存性も小さい。

(2) $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo鋼

この鋼は冷却速度が約50°C/minから4°C/minの範囲で非常に強度変化が大きい。この強度変化は50°C/minでは均一なベイナイト組織であるのに対し、26°C/minでフェライトが生成しはじめ、11°C/minではフェライト+パーライト組織となる大きな組織変化に対応している。

(3) $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼

この鋼は冷却速度が4.2°C/minの場合に若干フ

ェライトが認められやや大きな強度低下を生じるが、14°C/min以上ではフェライトは生成せずほぼ一定の強度を示す。フェライトが生成する臨界冷却速度は約10°C/minである。前述の $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo鋼よりは冷却速度依存性が小さいが、後述の3Cr-1Mo鋼などと比べると冷却速度依存性はやや大きく強度も低い。

(4) 3Cr-1Mo鋼, 5Cr- $\frac{1}{2}$ Mo鋼および9Cr-1Mo鋼

いずれの鋼も用いた冷却速度の範囲内ではフェライトは生成しておらず、冷却速度にあまり依存せず高い強度を示す。

つぎにシャルピー衝撃試験による破面遷移温度、 vT_s 、と冷却速度の関係をFig. 4に示す。フェライトが多量に生成した場合いずれも vT_s が高くな

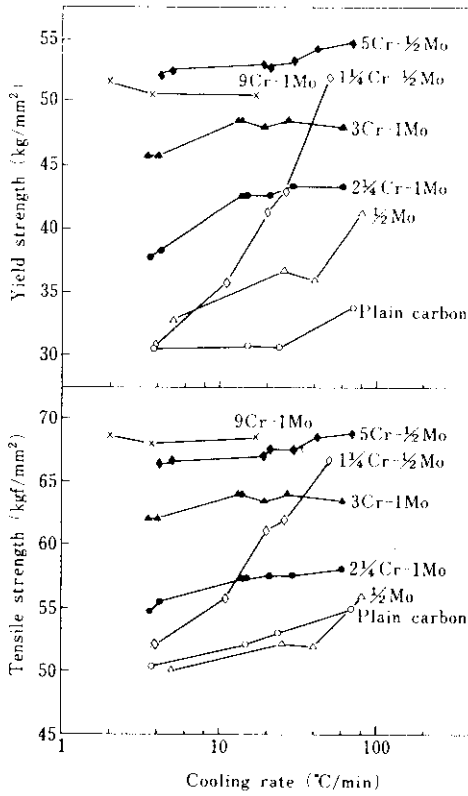


Fig. 3 Relation between yield and tensile strengths and cooling rate in various steels

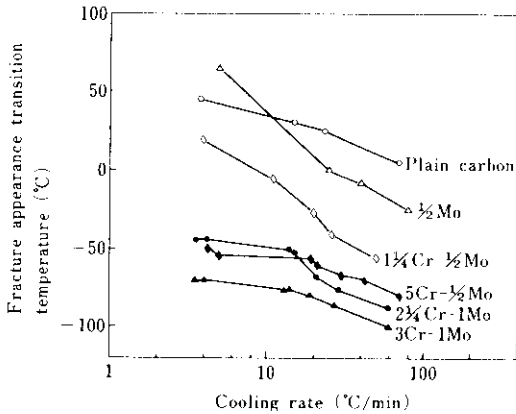


Fig. 4 Relation between fracture appearance transition temperature and cooling rate for various steels

る。冷却速度の減少とともに vT_s は上昇するが、その程度は強度の場合と同様に $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼が最も大きい。

vT_s と引張強さの関係を Fig. 5 に示す。後述す

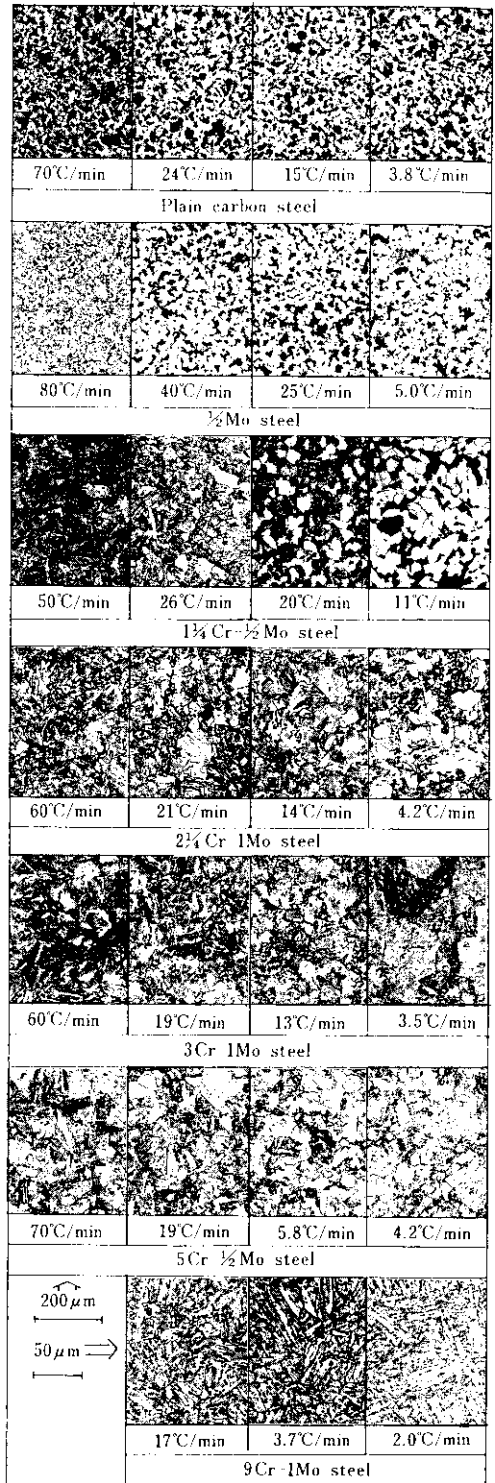


Photo. 1 Optical micrographs of steels quenched with various cooling rates

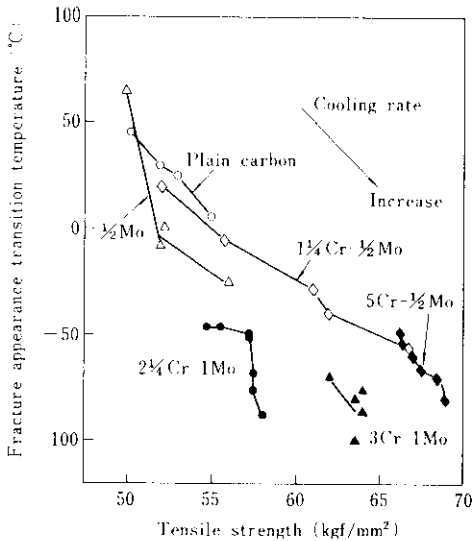


Fig. 5 Relation between fracture appearance transition temperature and tensile strength of various steels

るように両者のバランスは焼もどし条件によっても変化するが、冷却速度を増大すると引張強さが高まり、 vT_S が低下する。鋼種間の比較を行うと、3Cr-1Mo 鋼と 5Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼の vT_S と引張強さのバランスがすぐれていることがわかる。

3・2 焼もどし条件依存性

Table 1 の供試材に Table 3 に示す条件の熱処理を行った場合の降伏強さおよび引張強さと焼もどしパラメータの関係を Fig. 6 に示す。ここでは

Table 3 Heat treating conditions to investigate the relation between strength at room temperature, toughness and tempering condition

Steel		Austenitizing temperature (°C)	Cooling rate (°C/min)
Plain carbon	A	880	24
$\frac{1}{2}$ Mo	C	880	25
$1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo	D	930	20
$2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo	F	930	22
3Cr-1Mo	G	930	19
5Cr- $\frac{1}{2}$ Mo	H	930	19
9Cr-1Mo	I	950	12

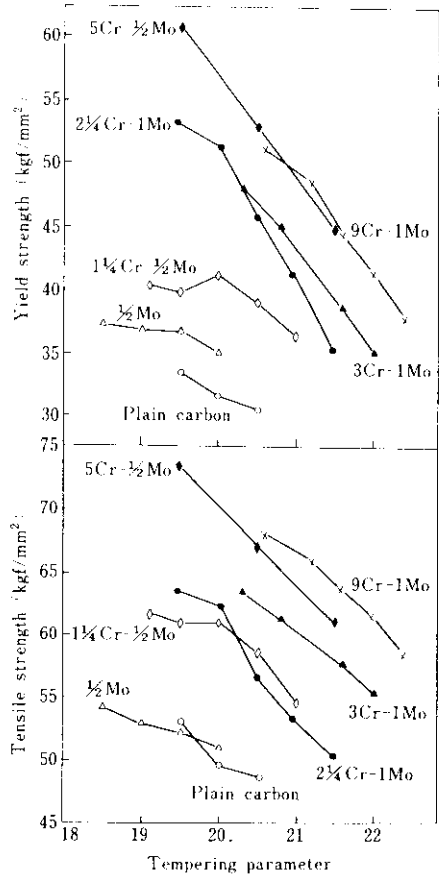


Fig. 6 Relation between strengths and tempering parameter $T(20 + \log t) \times 10^{-3}$, for various steels

冷却速度が 12~25°C/min の場合について示したが、炭素鋼と $\frac{1}{2}$ Mo 鋼ではフェライト + パーライト組織、 $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼ではフェライト + ベイナイト組織であるのに対し、 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼を含めこれより Cr 量の多い高グレードの Cr-Mo 鋼ではフェライトは生成していない。

焼もどしパラメータの増加とともに強度は低下し、その程度は高グレードの Cr-Mo 鋼すなわち焼入性の良い鋼ほど大きい。しかしおもに Si 量の差によるものと思われる焼もどしパラメータが大きい領域での $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼と $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の引張強さが逆転する現象を除けば、高グレードの Cr-Mo 鋼ほど高い強度を示す。

つぎに vT_S と焼もどしパラメータの関係を Fig. 7 に示す。一般に vT_S は焼もどしパラメータの増加

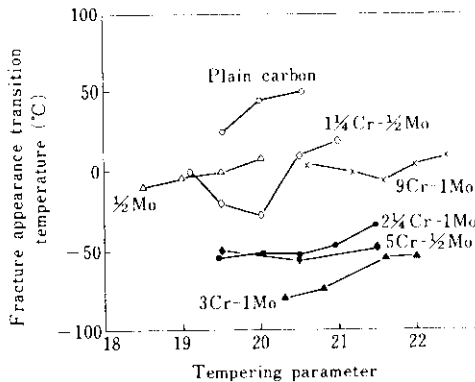


Fig. 7 Relation between fracture appearance transition temperature and tempering parameter for various steels

とともに最初低下し、最低値を示した後上昇する傾向がある。Fig. 7においてこの傾向が明確に現われているのは $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼であり、焼もどしパラメータが約 20 の場合に vT_S が最も低くなる。これに対し炭素鋼あるいは $\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼では焼もどしパラメータがさらに小さい場合に vT_S が最低になるものと思われる。 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼あるいは $3\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼では vT_S が最も低くなる焼もどしパラメータの値が明瞭ではない。焼もどしパラメータが約 21 をこえると vT_S が上昇するものの、約 20~21 の範囲での vT_S の変化は小さい。 $5\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼では焼もどしパラメータが約 20.5、 $9\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼では約 21.6 で vT_S が最も低くなる。

このように高グレードの Cr-Mo 鋼ほど、 vT_S が最も低くなる条件が焼もどしパラメータの大きい領域に移行する傾向を示す。これはおもに Cr あるいは Mo 量の増加により、焼もどし中に生じるミクロ組織の変化、すなわち vT_S の低下に寄与する固溶 C や転位密度の減少あるいは vT_S の上昇に寄与する炭化物やサブグレインの成長などが抑制されることによるものと思われる。

vT_S と引張強さの関係を Fig. 8 に示す。この図からも $3\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼あるいは $5\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼の vT_S と引張強さのバランスがすぐれていることがわかる。これに対し $9\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼では vT_S が高い。

3.3 各鋼種の特徴

以上各鋼種の常温強度と衝撃靱性の冷却速度お

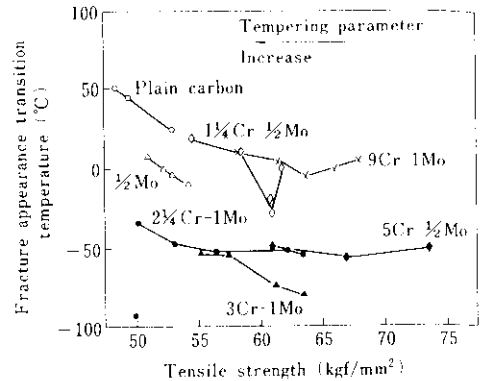


Fig. 8 Relation between fracture appearance transition temperature and tensile strength of various steels

よび焼もどし条件依存性を示したが、その特徴は以下のように要約される。

(1) 炭素鋼と $\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼

両鋼ともフェライト主体の組織を呈し、安定型の低強度、低靱性鋼である。

(2) $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼

冷却速度により組織、強度、靱性が変動しやすく、また焼もどし条件によっても靱性が変動しやすい不安定型鋼である。

(3) $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼

冷却速度が非常に小さくなるとフェライトが生成し、強度低下と靱性劣化が生じるが、一応準安定型の中強度、高靱性鋼である。

(4) $3\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼と $5\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼

両鋼とも安定型の高強度、高靱性鋼である。

(5) $9\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼

安定型の高強度、低靱性鋼である。

4. 短時間高温強度

Table 1 の供試材に Table 4 に示す条件の熱処理を行った場合の短時間高温強度および高温強度の常温強度に対する比を Fig. 9 に示す。

短時間高温強度が重要視されるのは、通常、約 500°C 以下で使用される場合と考えられる。とくに重要視される引張強さについてこの温度域での強さの、常温強さに対する比をみると、鋼種によってつぎのような変化を示すことがわかる。約 200°C 以下では鋼種にほとんど依存しないが、約 300°C

Table 4 Heat treating conditions to investigate the strength at elevated temperatures

Steel		Austenitizing temperature (°C)	Cooling rate (°C/min)	Tempering condition (Tempering parameter)
Plain carbon	B	900	33	620°C×12h (18.82)
1½Cr-½Mo	D	930	26	630°C×14h + 670°C×15h (20.01)
2½Cr-1Mo	E	930	14	690°C×11h (20.26)
3Cr-1Mo	G	930	13	690°C×11h (20.26)
5Cr-½Mo	H	930	19	700°C×12h (20.51)
9Cr-1Mo	I	950	12	700°C×16h (20.63)

から 400°C 間では炭素鋼, 1½Cr-½Mo 鋼あるいは 2½Cr-1Mo 鋼など比較的低グレードの鋼の強度比が大きい。しかし 500°C では炭素鋼の強度比は著しく小さくなる。したがって上記の温度域では 1½Cr-½Mo 鋼あるいは 2½Cr-1Mo 鋼はつねに強度比が高いという点で効率的な鋼であるといえる。

5. 極厚鋼材の成分設計と熱処理条件

鋼材肉厚が増大すると, 冷却速度はとくに内部で遅くなり, また保持時間が長くなるため焼もどしパラメータはより大きい範囲に限定される。したがって, 鋼種により要求性能のレベルが異なるので程度に差はあるが, すぐれた強度と靱性を同時に極厚鋼材に与えるためには何らかの対策が必要となってくる。このため施工面においては焼もどしパラメータを最適範囲とすべく溶接後熱処理条件に対する検討が必要と考えられるが, 製造面においては冷却速度の増大を図るべく強制冷却が必要であるとともにつぎのような対策も必要である。

5.1 炭素鋼と½Mo 鋼

炭素鋼の強度と炭素当量 ($C_{eq} = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$) の関係を Fig. 10 に示す。 C_{eq} の増加により強度は上昇する。これはおもにパーライト量が増加することによると考えられる。 C_{eq} の増加は C 量を増すことで容易に達成できるが, これはつぎに示すように靱性面からの制約を受ける。

炭素鋼の靱性向上には, Fig. 11 に示すように,

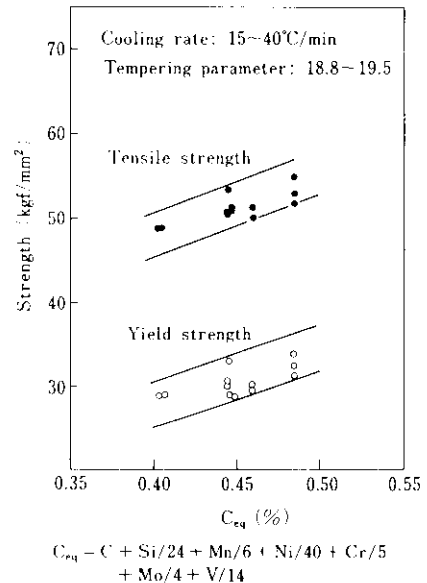


Fig. 10 Relation between yield and tensile strengths and carbon equivalent of plain carbon steel

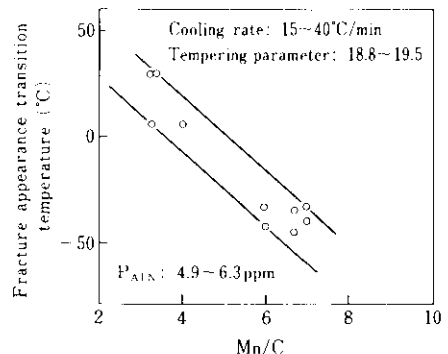


Fig. 11 Relation between fracture appearance transition temperature and Mn/C ratio of carbon steel

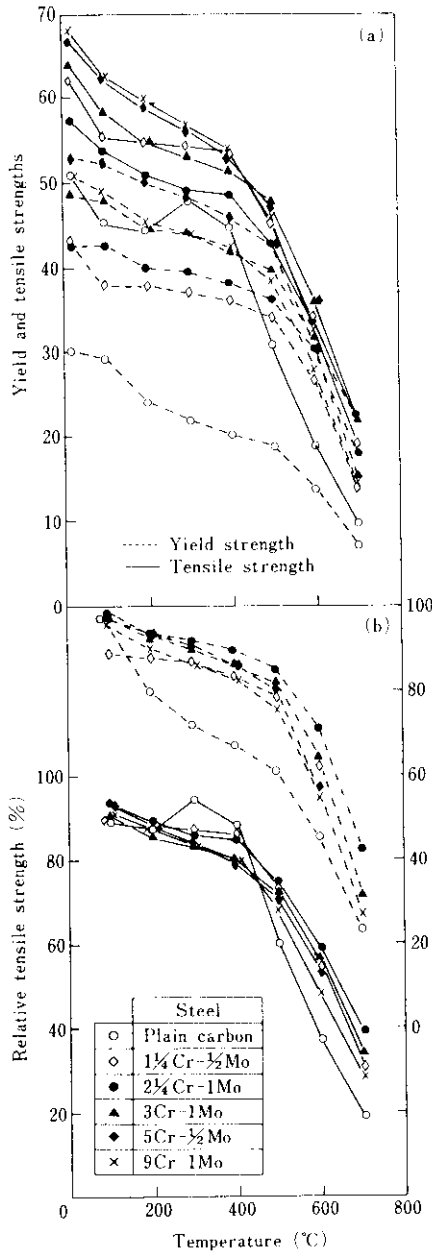


Fig. 9 Absolute and relative tensile properties of various steels: (a) absolute strengths; (b) relative strengths at elevated temperatures compared with the strength at room temperature

Mn/C の増加が有効であり、また Fig. 12 に示すようにに細粒化パラメータ、 P_{AIN} の増加も有効である。ここで P_{AIN} は (Al 量)/27、および (N 量)/14 のうち小さい方の値で、AIN の最大析出可能量を表すめやすである。

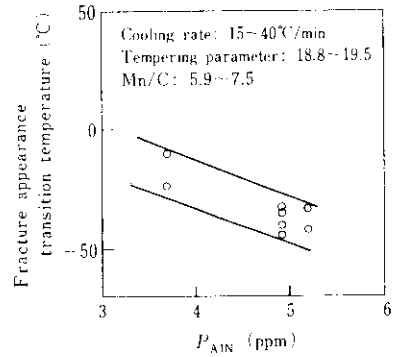


Fig. 12 Relation between fracture appearance transition temperature and parameter, P_{AIN} , representing ability for austenite grain refinement

以上のような対策は炭素鋼と同様フェライト主体の組織を有する 1/2 Mo 鋼についても有効である。

5.2 1 1/4 Cr - 1/2 Mo 鋼と 2 1/4 Cr - 1 Mo 鋼

両鋼においてはフェライトの生成をいかに防止するかが重要な点である。両鋼の違いといえば、焼入れ性が低い 1 1/4 Cr - 1/2 Mo 鋼では 2 1/4 Cr - 1 Mo 鋼より薄肉でもフェライトが生成することだけである。

このための成分調整対策の一つとして B の焼入性向上作用の利用があげられる。1 1/4 Cr - 1/2 Mo 鋼に B を含有させた場合の効果としては、上田らによると、とくに冷却速度が小さい場合の強度と靱性が著しく改善される¹⁾。2 1/4 Cr - 1 Mo 鋼に B を含有させても Fig. 13 に示すように著しくフェライ

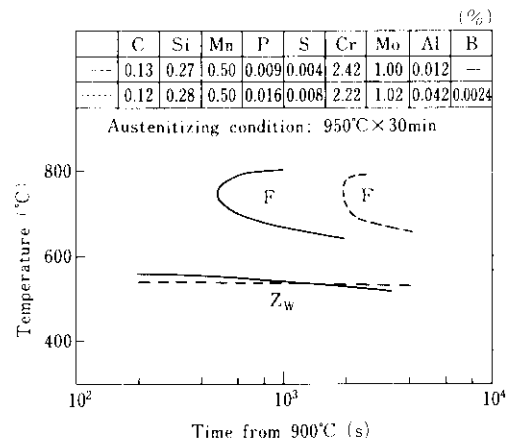


Fig. 13 Influence of boron addition on transformation behavior of 2 1/4 Cr - 1 Mo steel

トノーズが長時間側に移行し、同様な効果がうかがえる。

またオーステナイト化温度の上昇も焼入性向上に有効である。Fig. 14には1/4Cr-1/2Mo鋼について、Fig. 15には2/4Cr-1Mo鋼についてオーステナイト化温度を変えた場合の強度と vT_S を示す。いずれの鋼についても vT_S を上昇させることなく強度を大きく高めるオーステナイト化温度の範囲がある。

Photo. 2はFig. 15の900°Cおよび1150°C加熱材のシャルピー衝撃試験片の破断面を示す。1150°C加熱材ではオーステナイト粒は粗大化したがベイナイト組織が得られているため、フェライト+ベイナイト組織の900°C加熱材とはほぼ同程度に破面が細分化されている。このことから、この鋼はベイナイトの生成温度が比較的低いため、オーステナイト化温度を上昇させた場合のオーステナイト粒粗大化による靱性劣化が、焼入性向上による組織微細化・靱性改善効果で緩和されるものと考えられる。これは1/4Cr-1/2Mo鋼の場合についても同様と考えられる。

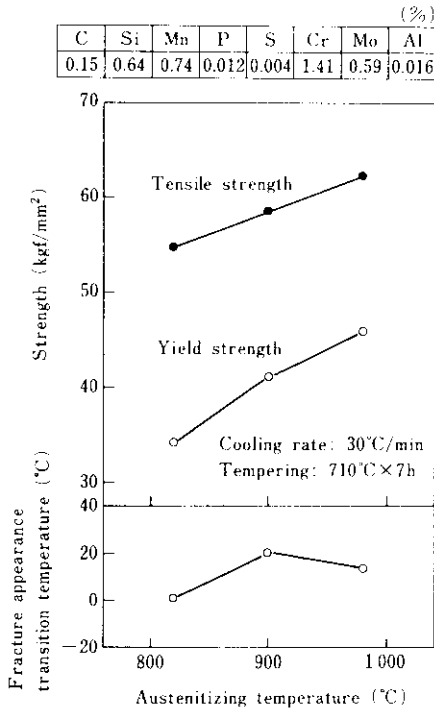


Fig. 14 Yield and tensile strengths and fracture appearance transition temperature as functions of austenitizing temperature for 1/4Cr-1/2Mo steel

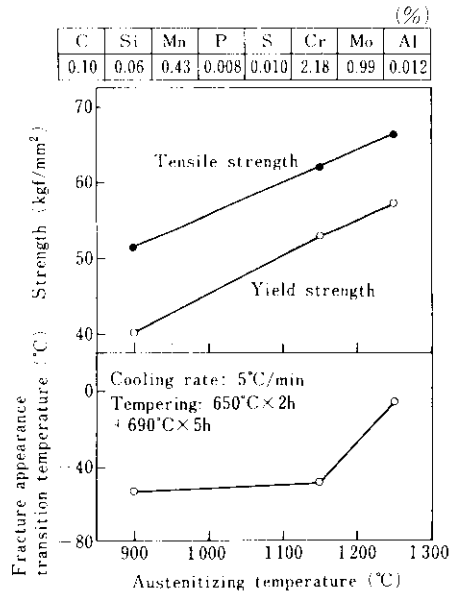


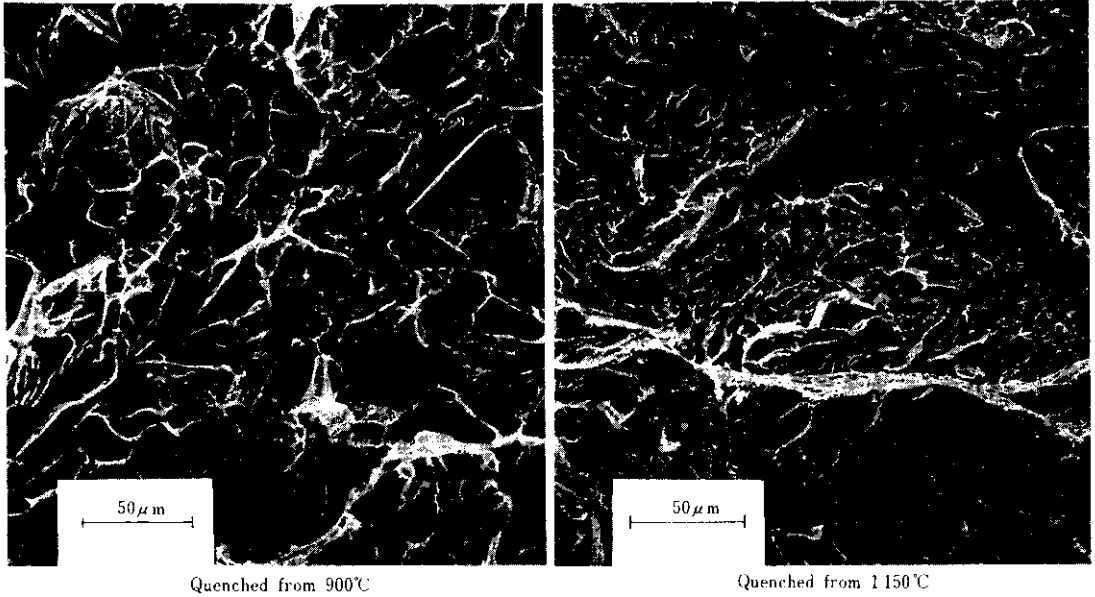
Fig. 15 Yield and tensile strengths and fracture appearance transition temperature as functions of austenitizing temperature for 2/4Cr-1Mo steel

オーステナイト化温度の上昇によるこのような効果は対象とする組織に大きく依存するので、鋼材の肉厚、冷却条件と化学組成に応じて適正なオーステナイト化温度を設定することが必要である。

5.3 5Cr-1/2Mo鋼と9Cr-1Mo鋼

両鋼ともに安定して高強度が得られる鋼である。しかし、焼もどし軟化抵抗とくに溶接熱影響部で大きいので、耐応力腐食性などの点からこれを十分軟化させることが必要な場合には、非常に高温、長時間の溶接後熱処理が必要となり、この場合の母材の強度低下をいかに防ぐかが一つの問題点としてあげられる。

これに対してはFig. 16に示すようにオーステナイト化温度の上昇が有効な対策となりうる。すなわちいずれも組織はマルテンサイトであり冷却のままの硬さはほぼ同等であるにもかかわらず、オーステナイト化温度を高めると焼もどし後の硬さが高くなる。この焼もどし軟化抵抗の増大はおもにCrの固溶状態の均一化によってもたらされていると考えられる²⁾。しかしいずれもマルテンサイト組織であるために、5.2で示したようなオーステナイト化温度の上昇による組織改善は期待で



Quenched from 900°C

Quenched from 1150°C

Steel used and heat treating condition are the same as in Fig. 15

Photo. 2 Fractured surface of the Charpy impact specimen revealed by scanning electron microscope

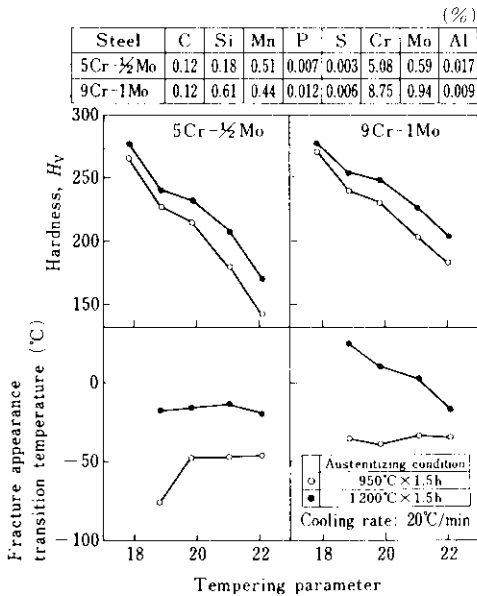


Fig. 16 Hardness and fracture appearance transition temperature as functions of tempering parameter, $T(20 + \log t) \times 10^{-3}$, for 5Cr-½Mo and 9Cr-1Mo steels quenched from 950°C and 1200°C

きない。したがってオーステナイト化温度を高めると vT_s は上昇する。しかしこの vT_s の上昇の度は焼もどしパラメータの大きい領域では小さい。

以上のように、とくに高温、長時間の溶接後熱処理が施された後でも十分高い強度が必要とされる場合にはオーステナイト化温度を高めることが有効となる。

ところで、9Cr-1Mo 鋼については、靱性が低いという問題もある。靱性改善のためには、Fig. 17(a) に示すようにC量を減少することが有効である。

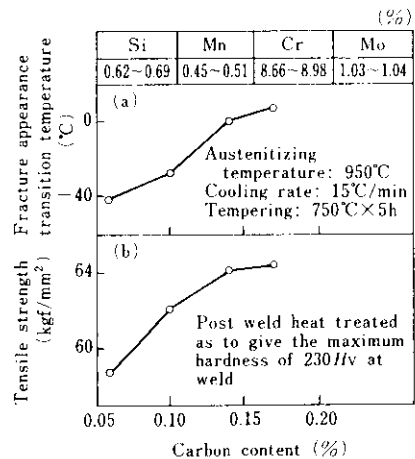


Fig. 17 Influence of carbon content of 9Cr-1Mo steel on: (a) fracture appearance transition temperature; and (b) tensile strength

しかし Fig. 17 (b) に示すように、JIS Z3101 に従って求められる、溶接最高硬さを 230 Hv とするために必要な溶接後熱処理条件と同条件の焼もどしを母材に施した後の強度は、C 量の減少によって低下する。したがってオーステナイト化温度と同様 C 量は強度、靱性および溶接最高硬さなどに対する要求レベルに応じて調整することが必要である。

6. むすび

圧力容器用炭素鋼、 $\frac{1}{2}$ Mo 鋼および各種 Cr-Mo 鋼の常温および短時間高温強度と衝撃靱性を示し、その問題点と対策について述べた。

これらの特性を改善させるには製造面では以下の 2 点が重要な管理ポイントとなる。

- (1) 適切な化学成分の設定
- (2) 適切なオーステナイト化温度の設定

この 2 点を管理することにより、当社ではすぐれた強度と靱性を有する極厚鋼材を製造している。

参 考 文 献

- 1) 上田, 石川, 佐藤: 鉄と鋼, 65 (1979) 11, S 964
- 2) 佐藤, 狩野, 榎並, 船越: 鉄と鋼, 63 (1977) 9, A 151

Appendix: Material specification table of carbon, 1/2Mo, and Cr-Mo steels (ASME Sec. II, Summer 1979 Addenda)
(a) Plain carbon steels

Specification	Thickness t (in)	Chemical composition (%)										Mechanical properties				Heat treatment
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	YS** (kgf/mm ²)	TS** (kgf/mm ²)	Fl. 2in (8in) (%)	R.A. (%)	Absorbed energy** (kgf-m)		
SA105	≤0.35	≤0.35	0.60-1.05*	≤0.040	≤0.050	≤0.050					25.3≤	49.2≤ (H _h ≤187)	22≤	30≤	A: 1350 F/843-927C, FC N: 1100 F/593C, AC NT: QT: 1100 F/593C, 2h, in air (Temper anneal): (N, NT)	
	0.15-0.35	≤1.10*	≤0.05	≤0.05	≤0.05					21.1≤	42.2≤	22≤	35≤			
	0.15-0.35	0.40-1.05	≤0.040	≤0.040	≤0.040					21.1≤	42.2-59.8	23≤	38≤			
Forging SA266 Cl. 2	≤0.50	≤0.35	0.50-0.90							25.3≤	49.2-66.8	20≤	33≤	A, NT, QT: T: 1100 F/593C, 2h, in air		
	0.15-0.40	0.40-1.05	≤0.025	≤0.025	≤0.040				26.8≤	52.7-70.3	19≤	30≤				
	0.15-0.40	0.40-1.05	≤0.025	≤0.025	≤0.040				25.3≤	49.2-66.8	20≤	38≤				
SA508 Cl. 1	≤0.35	0.15-0.40	0.40-1.05	≤0.025	≤0.025	≤0.40	≤0.25	≤0.10		25.3≤	49.2-66.8	20≤	38≤	QT A: ≥2.1 Min. ≥1.4		
	0.40-0.90	≤0.050	≤0.050						24.6≤							
SA541 Cl. 1	≤0.28	0.15-0.30	0.90-1.40	≤0.035	≤0.040					29.5≤	52.7-66.8	19≤-16≤		t≤2in: As rolled - N, SR, N + SR. t>2in: N		
	≤0.30	0.90-1.50							28.1≤							
SA299	t≤1	≤0.28	0.90-1.40	≤0.035	≤0.040					21.1≤	38.7-52.7	27≤-23≤				
	1<t≤2	≤0.20														
	2<t≤4	≤0.24														
	4<t≤8	≤0.26														
	8<t	≤0.28														
SA515	t≤1	≤0.24								22.5≤	42.2-56.2	25≤-21≤				
	1<t≤2	≤0.27														
	2<t≤4	≤0.29														
	4<t	≤0.31														
Gr. 60	t≤1	≤0.28								24.6≤	45.7-59.8	23≤-19≤				
	1<t≤2	≤0.31														
Gr. 65	t≤1	≤0.28														
	1<t≤2	≤0.31														
	2<t	≤0.33														

* Allowance for Si and Mn contents:

Specification	Component	Allowance
SA105	Mn	For each reduction of 0.01% below the specified carbon maximum 0.35%, an increase of 0.36 manganese above the specified maximum 1.05% will be permitted up to a maximum of 1.35%.
	Si	It may be necessary to add silicon to the composition for Class 70 and for the heavier thickness of Class 60 flanges in order to meet the required tensile properties. This silicon content shall not exceed 0.35%.
SA181	Mn	Manganese may be increased to 1.35% max provided the carbon is reduced 0.01% for each 0.04% increase in manganese over the limit shown in the table.

(a) Plain carbon steels (continued)

Specification	Thickness t (in)	Chemical composition (%)								Mechanical properties			Heat treatment	
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Thickness t (in)	YS** (kgf/mm ²)	TS** (kgf/mm ²)		El. 2in (8in) (%)
SA515 Gr. 70	t ≤ 1	≤ 0.31			≤ 0.035	≤ 0.04					26.7 ≤	49.2-63.3	21 ≤ -17 ≤	t ≤ 2in: As rolled - N, SR, N + SR. t > 2in: N
	1 < t ≤ 2	≤ 0.33	0.15-0.30	≤ 0.90										
	2 < t	≤ 0.35												
Plate Cl. 1	t ≤ 1 1/2	≤ 0.24	0.15-0.50	0.70-1.35		≤ 0.040					35.2 ≤	49.2-63.3	22 ≤ -18 ≤	N
	1 1/2 < t			1.00-1.60							31.6 ≤	45.7-59.8		
	t ≤ 1 1/4			0.70-1.35							42.2 ≤	52.7-70.3		
SA537 Cl. 2	t ≤ 1 1/2			0.70-1.35							38.7 ≤	52.7-66.8	22 ≤	QT T: 1100F 593(C) 515h 1050
	1 1/2 < t			1.00-1.60										

** Unit of YS and TS is converted from ksi into kgf/mm², and that of absorbed energy from ft-lbf into kgf-m

(b) 1/2Mo steels

Specification	Thickness t (in)	Chemical composition (%)								Mechanical properties			Heat treatment	
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Thickness t (in)	YS** (kgf/mm ²)	TS** (kgf/mm ²)		El. 2in (8in) (%)
Gr. A	t ≤ 1	≤ 0.16												t ≤ 1 1/2in: As rolled - N, SR, N + SR. t > 1 1/2in: N
	1 < t ≤ 2	≤ 0.21			≤ 0.035	≤ 0.040					26.0 ≤	43.7-58.8	23 ≤ -19 ≤	
	2 < t ≤ 4	≤ 0.23	0.15-0.30	≤ 0.90					0.45-0.60					
	4 < t	≤ 0.25												
SA204 Gr. B	t ≤ 1	≤ 0.20											t ≤ 1 1/2in: As rolled - N, SR, N + SR. t > 1 1/2in: N	
	1 < t ≤ 2	≤ 0.23									28.1 ≤	49.2-63.3		21 ≤ -17 ≤
	2 < t ≤ 4	≤ 0.25												
	4 < t	≤ 0.27												
Gr. C	t ≤ 1	≤ 0.23											t ≤ 1 1/2in: As rolled - N, SR, N + SR. t > 1 1/2in: N	
	1 < t ≤ 2	≤ 0.26									30.2 ≤	52.7-66.8		20 ≤ -16 ≤
	2 < t	≤ 0.28												
SA302 Gr. A	t ≤ 1	≤ 0.20											t ≤ 1 1/2in: As rolled - N, SR, N + SR. t > 1 1/2in: N	
	1 < t ≤ 2	≤ 0.23		0.55-1.30							31.6 ≤	52.7-66.8		19 ≤ -15 ≤
	2 < t	≤ 0.25												
Gr. B	t ≤ 1	≤ 0.20		1.15-1.50									t > 1 1/2in: N t > 4in: NQ	
	1 < t ≤ 2	≤ 0.23									35.2 ≤	56.2-70.3		18 ≤ -15 ≤
	2 < t	≤ 0.25												

** Unit of YS and TS is converted from ksi into kgf/mm².

(c) Cr-Mo steels

Specification	Steel type		Chemical composition (%)										Mechanical properties					Heat treatment
	Cr	Mo	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	YS** (kgf/mm ²)	TS** (kgf/mm ²)	El. 2in 8in ¹ (%)	R.A. (%)	Brinell hardness number			
			0.28	0.15-0.35	0.60-0.90	≤0.045	≤0.045	≤0.045	0.10-0.20	0.10-0.60	0.30-0.80	≤0.040	0.44-0.65	28.1	49.2	23.0	35.0	
SA182	Gr. F1	1/2	≤0.28	0.15-0.35	0.60-0.90	≤0.045	≤0.045			0.50-0.81	28.1	49.2	23.0	35.0	143-192			
	Gr. F2	1/2	≤0.21	0.10-0.60	0.30-0.80	≤0.040	≤0.040		0.80-1.25			20.0	30.0	143-207				
	Gr. F12	1/4	0.10-0.20						1.00-1.50									
	Gr. F11	1/4		0.50-1.00					2.00-2.50	0.87-1.13	31.6	59.7		156-207				
	Gr. F22	2/4	1	≤0.15	0.30-0.60				2.65-3.35	0.80-1.06								
	Gr. F21	3	1					≤0.50	4.00-6.00	0.44-0.65	28.1	49.2		143-217				
	Gr. F5	5	1/2								45.7	63.3		50.0				
	Gr. F5A			≤0.25		≤0.60	≤0.040		6.00-8.00		49.2	63.3		187-248				
	Gr. F7	7	1/2	≤0.15	0.50-1.00	0.30-0.60	≤0.030		8.00-10.00	0.90-1.10	38.7	49.2	20.0	35.0	143-217			
	Gr. F9	9	1							0.40-0.60	28.1	49.2	20.0	40.0	179-217			
Forging	Cl. F1	1/2	0.20-0.30	0.20-0.35	0.60-0.80	≤0.040	≤0.040		0.80-1.10	0.45-0.65								
	Cl. F12	1	0.10-0.20	0.10-0.60	0.30-0.80				1.40-1.50									
	Cl. F11	1/4		0.50-1.00					2.00-2.50	0.90-1.10	31.6	52.7-70.3	18					
	Cl. F11A																	
	Cl. F22	2/4	1	≤0.15	0.30-0.60	≤0.030	≤0.030				21.1	42.2-59.8	20	45				
	Cl. F2A																	
	Cl. F21	3	1						2.65-3.25	0.50-1.06	31.6	52.7-70.3	19	40				
	Cl. F21A										21.1	42.2-59.8	20	45				
	Cl. F5	5	1/2						4.00-6.00	0.45-0.65	26.3	56.2-73.8	19	35				
	Cl. F5A			≤0.25		≤0.60	≤0.040		8.00-10.00	0.90-1.10	38.7	59.2-77.3	20	40				
SA336	Gr. 2	1/2	≤0.21	0.15-0.30	0.55-0.80	≤0.035	≤0.040		0.50-0.80	0.45-0.60	23.2	38.7-56.2	22	18				
	Gr. 12	1	≤0.17		0.40-0.65			0.80-1.15										
	Gr. 11	1/4	1/2	0.50-0.80					1.00-1.50	0.45-0.65	24.5	42.2-59.8	22	19				
	Gr. 22	2/4	1	≤0.15	0.30-0.60	≤0.035	≤0.035		2.00-2.50	0.90-1.10	21.1		18	45				
	Gr. 21	3	1					2.75-3.25										
	Gr. 5	5	1/2			≤0.040	≤0.030		4.00-6.00	0.45-0.65								
	Gr. 2	1/2	1	≤0.21	0.15-0.30	0.55-0.80	≤0.035	≤0.040	0.50-0.80	0.45-0.60	31.6	49.2-63.3	22	18				
	Gr. 12	1	1/2	≤0.17		0.40-0.65			0.80-1.15		28.1	45.7-59.8	22	19				
	Gr. 11	1/4	1/2	0.50-0.80					1.00-1.50	0.45-0.65	31.6	52.7-70.3	22	18				
	Gr. 22	2/4	1	≤0.15	0.30-0.60	≤0.035	≤0.035		2.00-2.50	0.90-1.10			18					
Plate	Gr. 21	3	1			≤0.040	≤0.030		2.75-3.25									
	Gr. 5	5	1/2			≤0.040	≤0.030		4.00-6.00	0.45-0.65								

A. NT, QT
 Cl.
 F1, F12
 F22, F21
 F5A
 F11, F11A
 F22A, F21A
 F5, F9
 Holding time: 1/2 h. in 5
 Tempering temperature

A. NT, QT
 Gr.
 2, 12, 11
 22, 21
 5
 Tempering temperature
 1150F, 620°C
 1250F, 675°C
 1300F, 705°C

** Unit of YS and TS is converted from ksi into kgf/mm².