

© 1992 ISIJ

論 文

Fe-C-Mo 合金の焼入性におよぼす未溶解 Mo 炭化物の影響

井 上 毅*

The Effect of Insoluble Molybdenum Carbide on the Hardenability of Fe-C-Mo Alloys

Tsuyoshi INOUE

Synopsis :

Molybdenum is an important alloying element for obtaining steels with improved strength and toughness, therefore the effect of molybdenum on the hardenability of steel are of great interest. However, data of the past researchers are widely dispersed because the effective molybdenum varies with quenching temperature by being fixed as insoluble carbides due to its strong carbide forming tendency.

In this study the effect of insoluble carbide on the hardenability has been quantitatively studied by extracting carbides from steels quenched at various austenitizing temperatures and correcting molybdenum and carbon amount which are effective for hardenability. By eliminating the effect of insoluble carbide, re-evaluation of hardenability with effective carbon and molybdenum yields more reliable hardenability data up to about 2% molybdenum in 0.2% to 0.6%C steels.

Key words : molybdenum steel; hardenability; Jominy curve; quenching temperature; insoluble carbide; effective molybdenum.

1. 緒 言

強度、靱性の高い鋼を開発しようとする場合 Mo はきわめて重要な合金元素であり、その基本となる熱処理特性である Mo の焼入性については過去多くの研究がなされてきた^{1)~5)}。一般に鋼中での Mo の焼入性への効果は GROSSMANN の焼入性倍数という形で与えられる⁶⁾⁷⁾が、過去の研究を見みると Mo の焼入性倍数は研究者により大きくばらついており、特に 0.5% 以上の Mo に対しては信頼すべきデータがほとんどないのが現状である。

最近、鋼の熱処理後の材質をコンピューターを使って予測する試みが盛んに行われている⁸⁾が、このような目的にはこれらのばらつきの原因を明らかにし信頼すべき焼入性のデータを与えることが重要である。

このばらつきの原因として、Mo のように炭化物形成傾向の強い元素は焼入温度により未溶解の炭化物が残留し焼入性に有効な Mo, C が変化してしまうことが考えられ、また焼入温度によるオーステナイト結晶粒径の変

化も重なるため現象が複雑となっている。

そこで、本研究では他の合金元素をできるだけ低く抑えた純系の Fe-C-Mo 合金において C, Mo 量を系統的に変えて未溶解炭化物を定量し、炭化物として食われる Mo, C 量を補正することにより従来求められていなかった 2% 近い Mo 量までの焼入性を求めることを目的として行った。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は基本的には Fe-C-Mo の 3 元系合金とし、C 量は 0.2, 0.4 および 0.6% (以下すべて mass% とする) の 3 水準、Mo をそれぞれにつき 0.2, 0.5, 0.8, 1.0 および 2.0% の 5 水準に変えた合計 15 鋼種とした。他の成分は極力低位に抑え、なかでも微量で焼入性に影響を持つ B (ボロン) については最大でも 2 ppm 以下となるように注意した。各供試材の化学組成を Table 1 に示す。

各鋼種とも高周波真空溶解炉により溶製し 100 kg 鋼

平成 3 年 4 月 22 日受付 (Received Apr. 22, 1991)

* (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

Table 1. Chemical compositions of the steels investigated.

Steel	C	Mo	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	B	N	O
2C2M	0.17	0.19	0.005	<0.005	0.005	0.0016	<0.005	<0.005	0.003	1	9	11
2C5M	0.18	0.48	0.005	<0.005	0.005	0.0017	<0.005	<0.005	0.004	1	10	<10
2C8M	0.18	0.80	0.005	<0.005	0.005	0.0014	<0.005	<0.005	0.003	1	9	18
2C10M	0.18	1.00	0.009	<0.005	0.005	0.0014	<0.005	<0.005	0.002	1	9	<10
2C20M	0.17	2.00	0.006	0.006	0.006	0.0050	<0.005	<0.005	0.003	1	31	16
4C2M	0.37	0.19	0.005	<0.005	0.007	0.0028	<0.005	<0.005	0.005	2	8	<10
4C5M	0.39	0.50	0.007	<0.005	0.006	0.0025	<0.005	<0.005	0.002	1	8	<10
4C8M	0.37	0.90	0.005	<0.005	0.002	0.0020	<0.005	0.018	0.002	1	25	18
4C10M	0.38	1.00	0.005	<0.005	0.005	0.0025	<0.005	0.013	0.004	1	8	18
4C20M	0.40	1.97	0.009	<0.005	0.010	0.0040	0.009	<0.005	0.001	2	12	16
6C2M	0.56	0.19	0.008	<0.005	0.005	0.0032	0.008	<0.005	0.010	2	8	<10
6C5M	0.57	0.50	0.006	<0.005	0.007	0.0031	<0.005	<0.005	0.003	1	8	<10
6C8M	0.59	0.80	0.005	<0.005	0.006	0.0027	<0.005	<0.005	0.002	2	9	<10
6C10M	0.59	1.01	0.006	<0.005	0.006	0.0033	<0.005	<0.005	0.003	2	10	13
6C20M	0.59	2.12	0.007	<0.005	0.005	0.0028	<0.005	<0.005	0.004	1	9	<10

* ppm for B, N, and O and mass% for other elements

塊としたあと、一端焼入試験用には 30 mm 直径の丸棒に、また炭化物抽出分析用には 10 mm 厚さの板に鍛伸した。各供試材は試験片加工に先立ち、合金元素の偏析を少なくする目的から 1200°C で 20 h の拡散焼鈍を行い、その後各供試材の $Ac_3+50^\circ C$ で焼ならし処理を行った。拡散処理に当たっては脱炭を防ぐ目的から C 量が同じだらい粉（切削屑）の中に供試材を詰めたボックス焼鈍とし、処理後脱炭が起こっていないことを確認した。

2.2 焼入試験

焼入試験は JIS 規格に規定された一端焼入試験方法 (JIS G 0561, 通称ジョミニー試験) により行った。試験方法については焼入温度を実験目的に合わせて変えた以外は規格に準拠した。焼入温度は各鋼種の Ac_3 変態点近傍から最高 1100°C まで変化させ、各温度で 30 min 保持後焼入試験を行った。ただし硬さ測定はピッカース硬さで行い、全鋼種に対してジョミニー曲線を作成した。

2.3 焼入性の評価

焼入性はジョミニー曲線において、50% マルテンサイトを示す位置の焼入端からの距離 (J_{50} , 単位 mm) で評価した。 J_{50} の求め方は、まず HODGE と OREHOSKI の C 量と 50% マルテンサイトの硬さ (ピッカース硬さ, HV) の関係⁹⁾ を近似数式化した(1)式

$$HV = -1058.0 \times (\%C)^3 + 1257.5 \times (\%C)^2 + 55.4 \times (\%C) + 267.8 \dots \dots \dots (1)$$

から各鋼種の C 量に対応する硬さ (H_{50}) を求める。つぎに各鋼種で求めたジョミニー曲線から Fig. 1 に示す方法により J_{50} を決定した。

2.4 未溶解炭化物の定量

拡散焼鈍、焼ならし処理を行った 10 mm 厚さの板から 25 mm × 25 mm, 厚さ 5 mm の未溶解炭化物分析用試験片を機械加工により作成した。実験方法で述べた種々

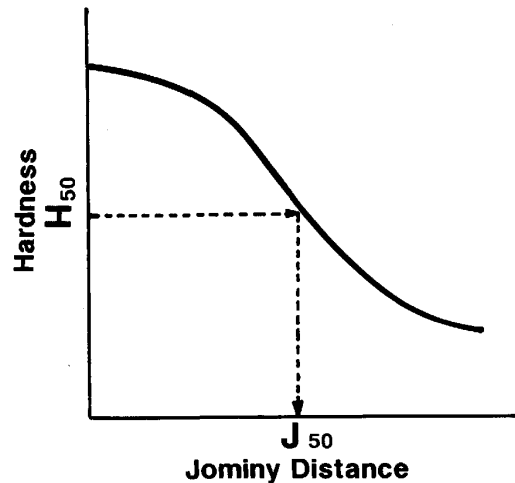


Fig. 1. Schematic illustration for determination of the hardenability index (J_{50}). J_{50} is defined as the distance from quenched end on Jominy curve corresponding to 50% martensite hardness of the steel.

の焼入温度から氷食塩水中に焼入れし、定電位電解法により未溶解炭化物の抽出分離を行った。抽出条件は 10% アセチルアセトン+1% テトラメチルアンモニウムクロライド・メタノール電解液を用い、電位 100 mV である。

また、抽出残さについて X 線回折により結晶構造を決定し、未溶解炭化物を構成する主炭化物を調査した。さらに炭化物中に含まれる Fe および Mo の定量分析を行い炭化物として固定されている Mo および C の量を求めた。

3. 実験結果

3.1 焼入性試験結果

3.1.1 Ac_3 変態点におよぼす Mo の影響と焼入温度の決定

焼入試験においてまず注意すべきことはオーステナイト (γ) 域から確実に焼入れを行うことである。これは A_{c3} 変態点以下の温度から焼入れた場合、焼入れ時にフェライト (α) 相が残存した不完全焼入れとなり正しい焼入れ性の評価ができないためである。そこで焼入温度を決定するために各鋼種についてディラトメーターにより 650°C 以上での加熱速度を $0.05^{\circ}\text{C}/\text{s}$ として A_{c3} 変態温度を測定した。その結果を Table 2 に示す。Mo は比較的変態点への影響の小さい元素であるが 1% 以上の添加では特に 0.2% C の低炭素域で変態点を高くし、0.2% C-2% Mo 鋼では A_{c3} 点は 926°C となる。以下の焼入実験では各鋼の A_{c3} 温度をもとに焼入温度を決定した。なお、各鋼種ともそれぞれの A_{c3} よりも約 50°C 高い温度を標準焼入温度とした。

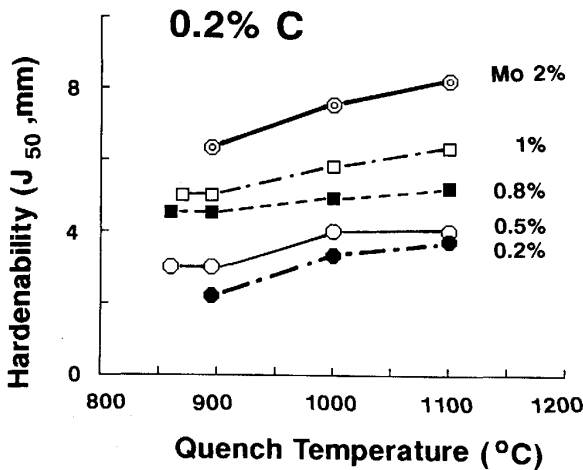


Fig. 2. Effect of quenching temperature on the hardenability of 0.2% C steels containing various amounts of molybdenum.

3.1.2 焼入れ性におよぼす焼入温度の影響

Table 2 に全鋼種の焼入温度、焼入れ性、焼入れ前の γ 結晶粒度の測定結果をまとめて示す。また Fig. 2, 3, 4 にそれぞれ 0.2%, 0.4%, 0.6% C 鋼における焼入温度と焼入れ性 (J_{50}) の関係を示す。

各焼入温度は 0.2% C-2% Mo 鋼 (2C20M) の 895°C の 1 点を除くとすべて A_{c3} 以上である。これらの結果を見るとまず 0.2% C 鋼においては各鋼種ともやや右あがりの傾向を示しており、これは γ 粒度が焼入温度と

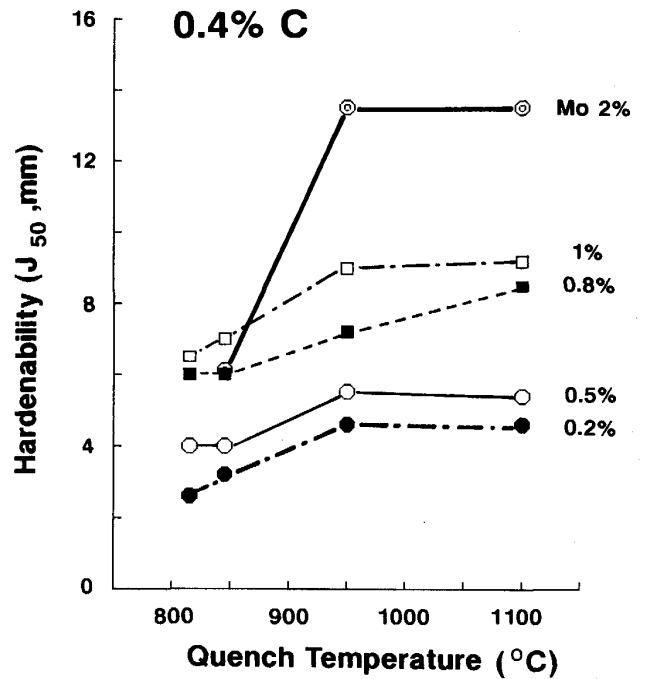


Fig. 3. Effect of quenching temperature on the hardenability of 0.4% C steels containing various amounts of molybdenum. Hardenability of 2% Mo steel is greatly influenced by quenching temperature.

Table 2. A_{c3} temperature ($^{\circ}\text{C}$), quenching temperature ($QT, ^{\circ}\text{C}$), austenite grain size number (G_{SN}), and hardenability (J_{50}) for each steel.

Steel	$A_{c3}(^{\circ}\text{C})$	$QT(^{\circ}\text{C})$	G_{SN}	$J_{50}(\text{mm})$	Steel	$A_{c3}(^{\circ}\text{C})$	$QT(^{\circ}\text{C})$	G_{SN}	$J_{50}(\text{mm})$	Steel	$A_{c3}(^{\circ}\text{C})$	$QT(^{\circ}\text{C})$	G_{SN}	$J_{50}(\text{mm})$
2C2M	837	860	7	—	4C2M	800	815	8	2.6	6C2M	747	780	8	2.8
		895	4	2.2			845	6.5	3.2			815	6.5	2.8
		1000	3.5	3.3			950	4.5	4.6			910	4.5	3.5
		1100	2	3.7			1100	2.5	4.6			1100	2.5	3.3
2C5M	840	860	7	3	4C5M	795	815	7.5	4	6C5M	752	780	8	5
		895	5.5	3			845	6.5	4			815	6	5.2
		1000	3.5	4			950	4.5	5.5			910	4.5	5.2
		1100	3	4			1100	3	5.4			1100	2	6
2C8M	844	860	6	4.5	4C8M	795	815	7	6	6C8M	748	780	7	5.5
		895	6	4.5			845	5	6			815	6	7.3
		1000	3	4.9			950	6	7.2			910	4.5	9
		1100	3	5.2			1100	2	8.5			1100	4	11.5
2C10M	860	870	6	5	4C10M	800	815	6.5	6.5	6C10M	757	790	6.5	6.2
		895	5	5			845	6.5	7			815	6	7.8
		1000	3.5	6.3			950	4.5	9			920	5	11.6
		1100	3	5.8			1100	2.5	9.2			1100	3	13.8
2C20M	926	895	4.5	6.3	4C20M	824	845	7	6.1	6C20M	754	790	6.5	5.2
		1000	4.5	7.5			950	4.5	13.5			815	5.5	6.8
		1100	1.5	8.2			1100	1	13.5			920	5.5	11.6
												1100	4	16.8

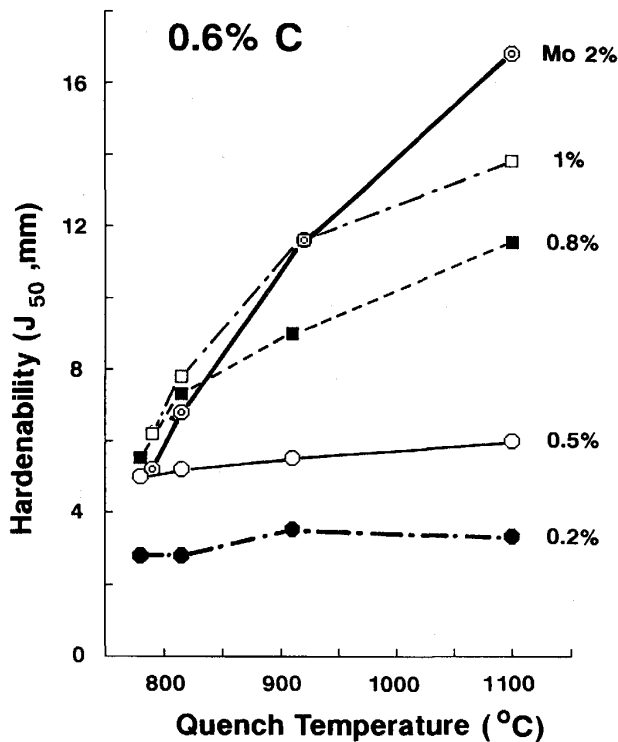


Fig. 4. Effect of quenching temperature on the hardenability of 0.6% C steels containing various amounts of molybdenum, showing a strong influence of quenching temperature for steels with more than 0.8% molybdenum.

ともに大きくなっているためと考えられる。また Mo の増加とともに焼入性は高くなっており特に異常な傾向は認められない。

また 0.4% C 鋼でも Mo が 1% 以下のものではほぼ同様な傾向を示している。しかし 2% Mo 鋼 (4C20M) になると 845°C の低温焼入れでは大きく焼入性が低下するが 950°C 以上の焼入温度となると急激に焼入性の回復がみられる。4C20M 鋼の A_{c3} 点は 824°C であるから $\alpha + \gamma$ 二相域からの不完全焼入れによる焼入性の低下でないことは明らかである。

さらに 0.6% C 鋼になると 0.8% 以上の Mo を含む鋼では焼入温度の影響が大きくなり低温焼入れによる焼入性の低下が見られるようになる。特に 815°C 以下の焼入れでは Mo の高い鋼の方がかえって焼入性が低くなる逆転現象もみられる。この場合も 0.6% C 鋼の A_{c3} はいずれも 750°C 付近にあるので二相域焼入れによるためではない。

以上の結果から、0.2% C 鋼では焼入温度により焼入性が特異な現象を示すことはないが、C 量が 0.4%、0.6% と多くなると 0.8%~1.0% 以上の Mo 量では焼入性は焼入温度の影響を大きく受け、極端な場合には Mo 量

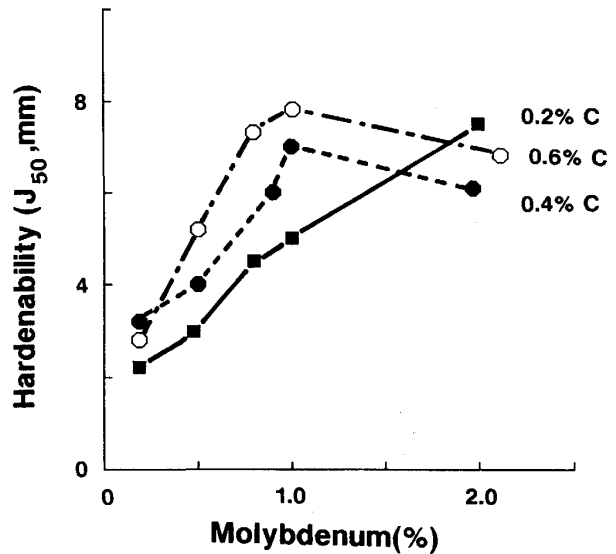


Fig. 5. Relationship between hardenability and molybdenum of 0.2%, 0.4%, and 0.6% C steels quenched at temperatures of about 50°C above A_{c3} temperatures for each steel.

が多いほど焼入性が低下する逆転現象もみられるようになる。過去の Mo の焼入性倍率が 1% 付近以上で大きくばらついている¹⁰⁾ のもこのためであると考えられる。

3.1.3 焼入性におよぼす Mo 量の影響

Fig. 5 は各鋼種をそれぞれの標準焼入温度 (A_{c3} +約 50°C) から焼入れた時の焼入性と Mo 量の関係と比較したもので、0.2% C 鋼では Mo の増加にともなって焼入性が一様に増大しているが 0.4% および 0.6% C 鋼では 1% Mo をピークにして Mo が 2% になるとかえって焼入性の低下が認められる。

Fig. 6 は 0.6% C 鋼において焼入性におよぼす Mo 量の影響について焼入温度で整理した結果を示す。この結果を見ると焼入温度が低い場合には約 1% 付近の Mo で焼入性が最大となるが、焼入温度が高くなると 2% Mo 鋼の焼入性は増加し、1100°C 焼入れでは 0.6% C 鋼においても Mo の増加にともない焼入性は増加するようになる。

3.2 未溶解炭化物の定性、定量分析結果

上に述べたように中、高 C 鋼での焼入性と Mo 量の関係にみられる異常挙動の原因として、焼入時に Mo の未溶解炭化物が残存し Mo が焼入性向上に有効に働いていないことが考えられる。このことを明らかにするために各鋼種のすべての焼入温度から焼入れた試験片について定電位電解法により炭化物の抽出をおこない、さらに X 線回折により炭化物の定性を行って主炭化物を調査した。次にその炭化物中に含まれる Fe および Mo

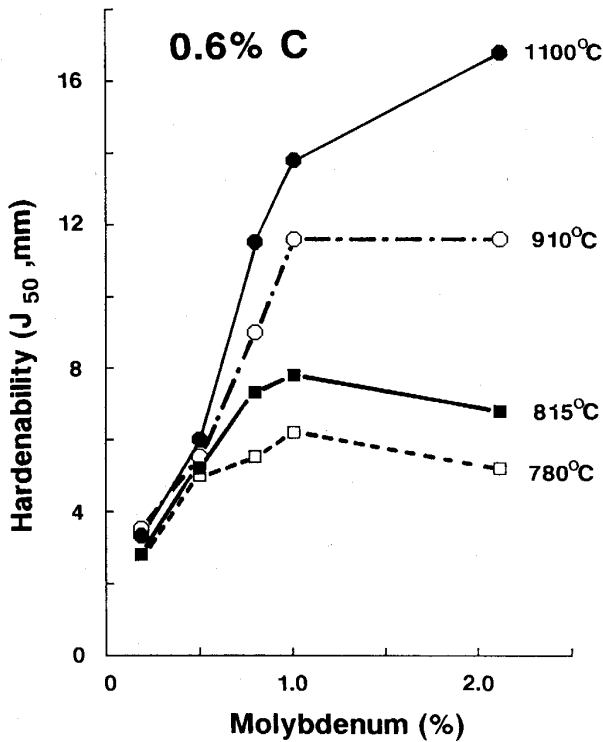


Fig. 6. Relationship between hardenability and molybdenum content of 0.6% C steels quenched at various temperatures.

の定量分析を行い、抽出量と炭化物中の Fe, Mo 量から炭化物として固定されている Mo 量を求めた。また、炭化物中の Fe, Mo と結合している C 量についても第 4 章の考察で述べる方法で計算した。Table 3 には炭化物が抽出された鋼種および焼入条件について、抽出された炭化物の分析および有効 C, 有効 Mo 量の計算結果をまとめて示す。なお、Table 3 にあげていない鋼種、条件については測定しうる程度の炭化物は抽出できなかった。

この結果を見ると 0.2% および 0.4% C 鋼では Mo 量が 2% と最も高い鋼種において、また 0.6% C 鋼では 0.5% 以上の Mo を含む鋼において炭化物が抽出され、また抽出量は同一鋼種では焼入温度が低くなるほど増加していることがみられる。なお炭化物の種類は M_6C 型、 M_2C 型、および $M_{23}C_6$ 型が混在しているが、すべての鋼種で M_6C が主体であった。そこで以下の検討では簡単のため生成炭化物は M_6C 型炭化物であるとして計算を行った。また炭化物中の金属元素分析から炭化物の M には Fe と Mo が共存することも認められた。

焼入温度と炭化物中に固定されている Mo の関係を Fig. 7 に示す。この図から、例えば 6C20M 鋼では 800°C 付近の低温焼入れでは 2.1% の添加 Mo のうち約 1.4% の Mo は炭化物として固定されており、焼入

Table 3. Results of carbide extraction analysis for steels and quenching conditions involving insoluble carbide. Effective carbon [C] and effective [Mo] are calculated using equation (2), and hardenability (J_{50}) before and after carbide correction are also shown.

Steel	QT(°C)	As carbide		Effective		J_{50} (mm)	
		Fe(%)	Mo(%)	[C](%)	[Mo](%)	Before	After
2C20M	895	0.18	0.21	0.16	1.79	6.3	6.98
	1000	0.12	0.05	0.17	1.96	7.5	7.87
	1100	0.11	0.03	0.17	1.97	8.2	8.61
4C20M	845	0.43	0.85	0.37	1.12	6.1	9.06
	950	0.30	0.26	0.38	1.72	13.5	16.68
	1100	0.21	0.17	0.39	1.80	13.5	15.49
6C5M	780	0.10	0.14	0.56	0.36	5	5.42
	815	0.82	0.11	0.54	0.39	5.2	7.27
	910	0.84	0.09	0.54	0.41	5.5	7.69
6C8M	1100	0.03	0.07	0.57	0.43	6	6.22
	780	0.19	0.27	0.58	0.53	5.5	6.32
	815	0.18	0.24	0.58	0.57	7.3	8.31
6C10M	910	0.17	0.22	0.58	0.58	9	10.14
	1100	0.08	0.14	0.58	0.66	11.5	12.29
	790	0.17	0.42	0.58	0.60	6.2	7.28
6C20M	815	0.17	0.37	0.58	0.64	7.8	9.06
	920	0.15	0.26	0.58	0.75	11.6	13.07
	1100	0.14	0.13	0.58	0.88	13.8	15.06
6C20M	790	0.16	1.45	0.55	0.68	5.2	7.43
	815	0.17	1.37	0.56	0.75	6.8	9.63
	920	0.11	0.56	0.57	1.56	11.6	13.75
1100	0.08	0.21	0.58	1.91	16.8	18.34	

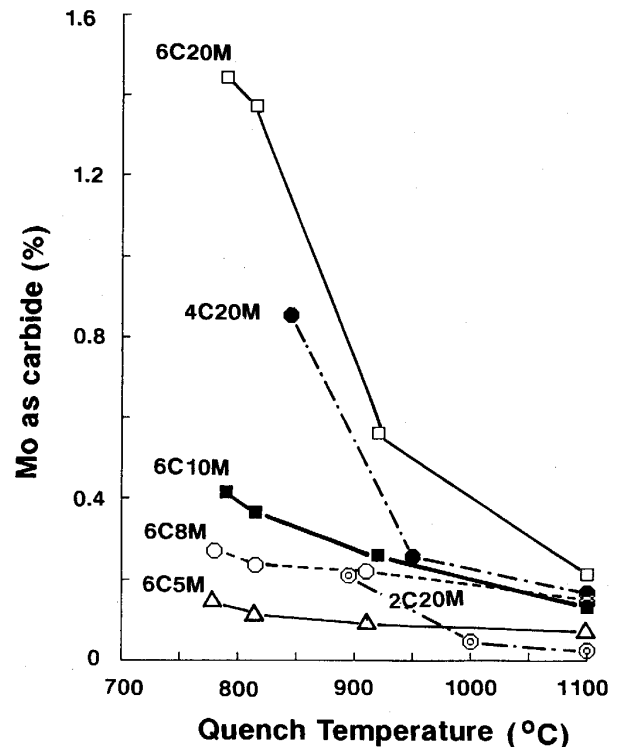


Fig. 7. Relationship between quenching temperature and the amount of molybdenum fixed as carbide in various steels.

性に有効に働いている Mo は 0.7% にすぎないことがわかる。

このように高 C, 高 Mo 域での焼入温度による焼入性

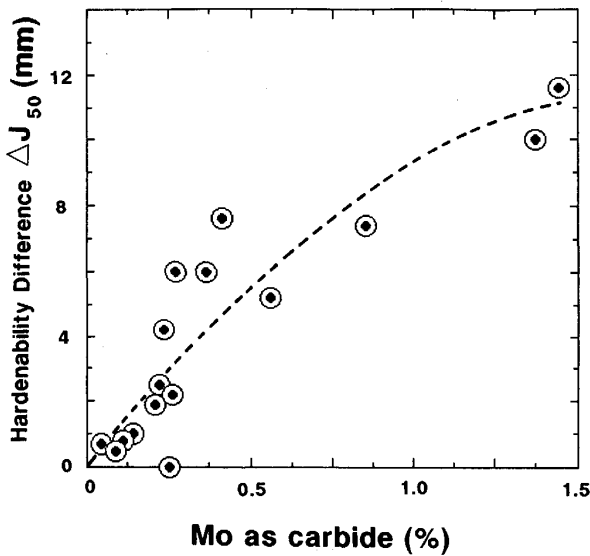


Fig. 8. Difference (ΔJ_{50}) in hardenability of steels quenched at 1100°C and various temperatures for steels contain insoluble carbide as a function of molybdenum content fixed as carbide.

の大きなばらつきの原因に未溶解炭化物が大きいかかわっていることは明らかである。そこで未溶解炭化物が抽出された鋼種について、未溶解炭化物が最も少ないと考えられる 1100°C 焼入れでの焼入性と各温度での焼入性の差 (ΔJ_{50}) と炭化物として固定されている Mo 量との関係を調べた結果を Fig. 8 に示す。両者の間により相関関係がみられる。もちろん焼入性には炭化物だけではなく結晶粒度等の影響もあるが、Fig. 8 の結果は未溶解炭化物による Mo の固定が焼入温度による焼入性の変動の主原因となっていることを示しており、正確な焼入性の評価には有効 Mo 量による補正が不可欠であると考えられる。

4. 考 察

4.1 有効 Mo, 有効 C 量による焼入性の補正

上述のように炭化物中に固定された Mo は焼入性には有効には働かないので、当然焼入性は有効な Mo との関係で整理し直す必要がある。さらに炭化物には鋼中の C も固定されるので固溶 C 量も減少し、ここで用いた焼入性指標である J_{50} を求めたときの 50% マルテンサイトの硬さもまた変化するので有効 C も求め直す必要がある。

Table 3 に示した炭化物となっている Fe を $x\%$, Mo を $y\%$ とし、主炭化物の組成を M_6C 型とすると有効 Mo および有効 C (それぞれ $[Mo]$, $[C]$ と書く) は (2) 式で計算することができる。

$$\left. \begin{aligned} [Mo] &= Mo(\%) - y \\ [C] &= C(\%) - \left(\frac{x}{56} + \frac{y}{96} \right) \times \frac{12}{6} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (2)$$

まずこのようにして補正した有効 $[C]$ 量を用いて 50% マルテンサイト硬さを計算し直し、それに対応する新しい J_{50} を求め直した。この J_{50} と有効 $[Mo]$ 量との関係をプロットすると未溶解炭化物の影響を除いた焼入性と $[Mo]$ 量との関係が見られるはずである。

Fig. 9(a), 10(a), 11(a) にそれぞれ 0.2, 0.4 および 0.6% C 鋼について補正前の Mo 量と焼入性の関係を、また各図の (b) には補正後の J_{50} と有効 $[Mo]$ 量との関係を比較して示す。この図からわかるように焼入性と Mo 量との関係を補正前後で比較すると、特に高 C, 高 Mo 域でのばらつきが大幅に改善されており、2% 近い Mo 量まで焼入性をより正確に評価できることがわかる。

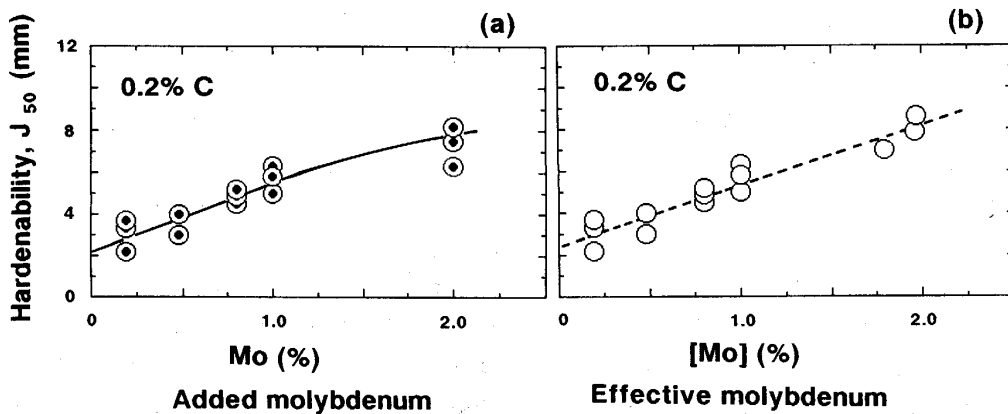


Fig. 9. Hardenability vs. molybdenum relationships for 0.2% C steels as a function of (a) added molybdenum, and (b) effective molybdenum.

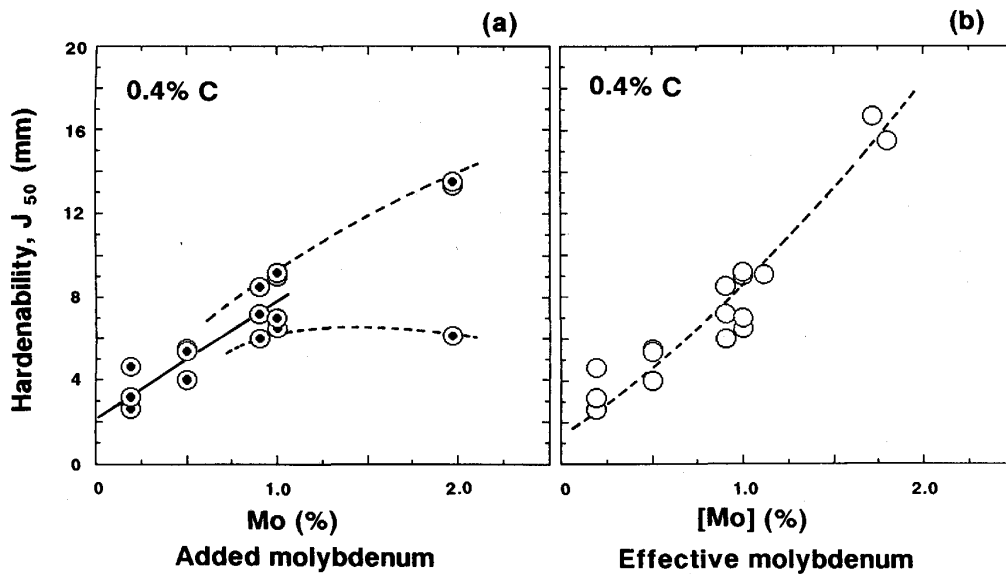


Fig. 10. Hardenability vs. molybdenum relationships for 0.4% C steels as a function of (a) added molybdenum, and (b) effective molybdenum.

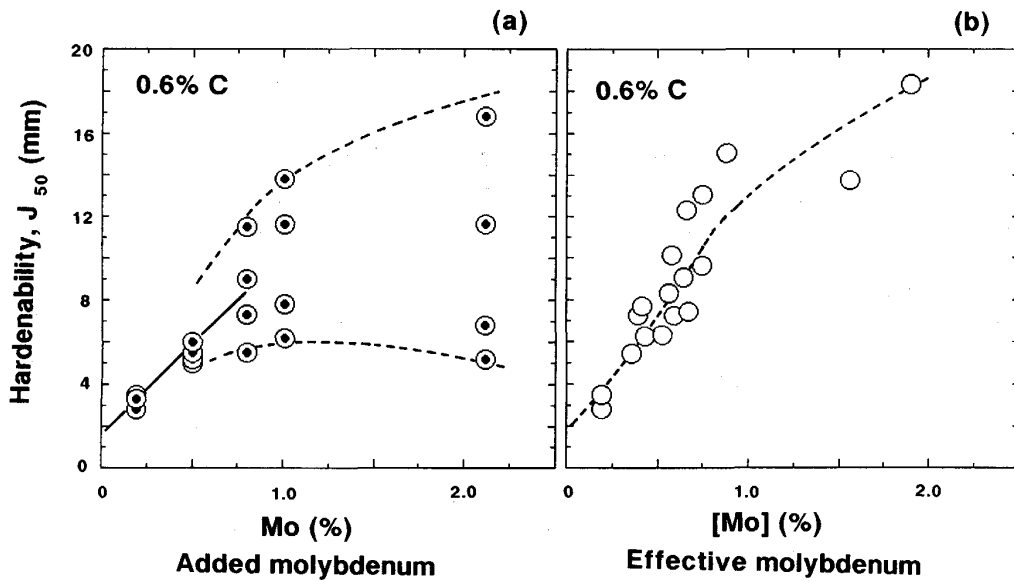


Fig. 11. Hardenability vs. molybdenum relationships for 0.6% C steels as a function of (a) added molybdenum, and (b) effective molybdenum.

4.2 Moの焼入性倍数とC量、結晶粒径の影響について

前節では鋼の焼入性におよぼす有効 [Mo] 量、有効 [C] 量の効果について述べた。一般に鋼の焼入性は合金元素の種類、C量および結晶粒径によって決まるといわれている¹¹⁾。このことは、Fig. 9(b), 10(b), 11(b)を比較すると同じ有効 [Mo] 量でもC量が高くなるほど焼入性が大きくなっていることから明らかで、Cも鋼の焼入性を高める元素であることがわかる。この意味で、Fig. 9(b), 10(b), 11(b)は有効 [C] 量や結晶

粒径のばらつきを含んだ焼入性におよぼす有効 [Mo] 量の効果を示しているといえる。

焼入性におよぼす Mo の効果のみを正しく評価するためには他の要因を同一にそろえた焼入性倍数という概念を導入しなければならない。Mo の焼入性倍数は、Mo を含まない基本鋼の焼入性と、Mo 以外の合金元素量と結晶粒径が基本鋼と同一で Mo 量のみを変えた試験鋼の焼入性の比である。このため、本報のように不純物元素を極力低くした Fe-C-Mo 合金での Mo の焼入性倍数を求めるためには基本鋼として高純度 Fe-C 合金

を用いる必要がある。しかし、高純度 Fe-C 合金は焼入性がきわめて小さく、本報と同じ一端焼入試験法では誤差が大きく焼入性の正しい評価が困難である。また、結晶粒径を制御する不純物元素もほとんど含まないため結晶粒径を同一にそろえることもきわめて困難である。

このような困難を避ける方法として、Fe-C-Mo 合金の種々の焼入条件での焼入性のデータを重回帰分析することにより各要因の効果を単独に解析する方法がある。さらにこの方法と未溶解炭化物の影響を補正した有効 [Mo] 量、有効 [C] 量の予測法を組み合わせることにより Mo の焼入性倍数そのものを予測することも可能となると考えられ、現在これらの予測法を開発中である¹²⁾。

5. 結 言

高純度 Fe-C-Mo 合金において C 量を 0.6% まで、Mo 量を 2% まで変えて焼入性を調べた。C 量が 0.2% では Mo が増えるほど、また焼入温度が高くなるほど焼入性は大きくなる。しかし、C 量が 0.4% および 0.6% となると焼入温度の影響を大きく受けるようになり、900°C 以下の低温焼入れでは Mo が約 1% で焼入性が最大となり 2% になるとかえって焼入性が低下する逆転現象がみられる。このように、高 C、高 Mo 域での焼入性は大きくばらつき信頼できる焼入性の評価が困難である。

焼入れ後の試験片から炭化物を抽出して分析した結果、焼入性が大きく低下している低温焼入れ材ほど多くの Mo が炭化物として固定されており、焼入性の向上に有効に働いている Mo が少なくなっていることがわかった。

そこで、炭化物として固定されている Mo および C を定量分析し、それぞれの添加量から引き去った有効 Mo および有効 C 量 ([Mo], [C]) で焼入性を補正し直すことにより焼入性のばらつきを大幅に抑えることができ、Mo 量が最大約 2% 近くまで焼入性をより正確に評価することができた。

本研究の遂行に当たり、炭化物の抽出、定量分析を担当していただいた(株)コベルコ科研の宮本醇氏に、また焼入性試験を行っていただいた同じく(株)コベルコ科研の落田義隆氏に謝意を表します。

文 献

- 1) W. CRAFTS and J. L. LAMONT: Trans. Metall. Soc. AIME, **158** (1944), p. 157
- 2) I. R. KRAMER, R. H. HAFNER and S. L. TOLEMANN: Trans. Metall. Soc. AIME, **158** (1944), p. 138
- 3) I. R. KRAMER, S. SIEGEL and J. G. BROOKS: Trans. Metall. Soc. AIME, **167** (1946), p. 670
- 4) J. M. HODGE, J. L. GIOVE and R. G. STORM: J. Met., **1** (1950), Sec. 3
- 5) A. LEGAT and A. MOSER: Harterei-Technische Mittellungen, **16** (1961), p. 133
- 6) M. A. GROSSMANN: Trans. Metall. Soc. AIME, **150**(1942), p. 227
- 7) M. A. GROSSMANN: Elements of hardenability, Cleveland (1952) [ASM]
- 8) 井上 毅: 第 131・132 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1989), p. 213
- 9) J. M. HODGE and M. A. OREHOSKI: Trans. AIME, **167** (1946), p. 627
- 10) C. A. SIEBERT, D. V. DOANE and D. H. BREEN: The Hardenability of Steels, (1977), p. 88 [ASM, Metals Park]
- 11) 鋼の熱処理 改訂 5 版 (日本鉄鋼協会編) p. 15 [丸善]
- 12) 井上 毅: 鉄と鋼, **78** (1992) 掲載予定