

で標準偏差 (\sqrt{VAR}) および寄与率 (ρ^2) も示した。オーステナイト結晶粒は粒度番号が7~9の細粒に揃っているため、この影響は考慮に入れていない。

これらの算出に用いた値と計算により求めた値との比較を $C_{B'}$, $C_{50'}$, $C_{F'}$ については Fig. 2 に、 $C_{P'}$, $C_{E'}$ については Fig. 3 に示す。

$C_{B'}$ および $C_{50'}$ は C により大きく影響され、ついで焼入れ性を増す合金元素の寄与が大なることがわかる。合金元素が多くなれば $C_{F'}$, $C_{P'}$, $C_{E'}$ が一般に大きくなるが、 $C_{F'}$ および $C_{P'}$ が大となることはベイナイト組織が広範囲にわたって生成するだけではなく、フェライトおよびパーライトの変態開始が長時間側へずれることを示している。 $C_{E'}$ が大となることは遅い冷却速度の領域でもベイナイト組織が生成することを示している。これらの実験式はなかでも Mo を添加した鋼ではベイナ

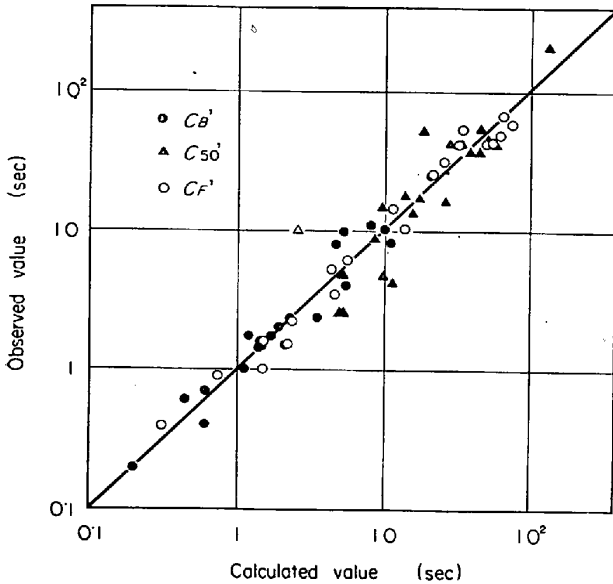


Fig. 2. The comparison between observed and calculated values of $C_{B'}$, $C_{50'}$ and $C_{F'}$.

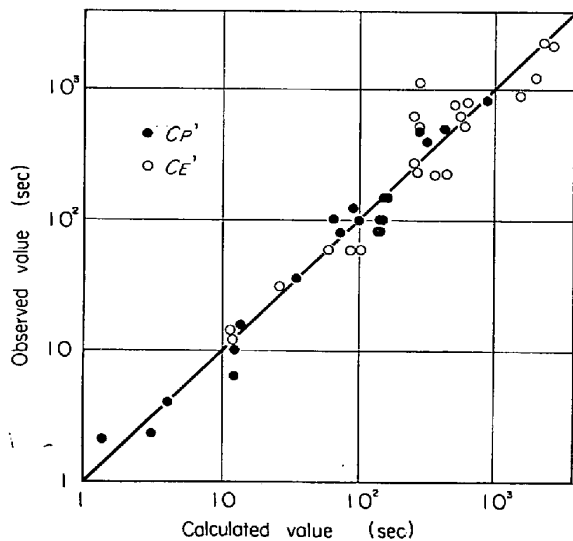


Fig. 3. The comparison between observed and calculated values of $C_{P'}$ and $C_{E'}$.

イト組織が広範囲にわたって生成することを示唆しており、実際に C.C.T. 曲線を作成したり熱処理を行なった場合に、経験的によく知られる事実を定量的に示したものである。

3. 総 括

1. 平面上に示された C.C.T. 曲線を推定する試みとして適当な特性値として変態点と各種の臨界冷却速度を選び出した。

2. 現在入手可能なデータを用いて、これらの特性値と化学成分との関係を示す実験式を作成した。

3. これらの実験式は、C.C.T. 曲線を作成する場合によく知られている事実を定量的に示している。

文 献

- 1) R. A. GRANGE: Metal Progress, 79 (1961), p. 474
- 2) K. W. ANDREWS: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 203 (1965), p. 721
- 3) 邦武ほか: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2006
- 4) W. STEVEN and A. G. HAYNES: Iron & Steel, 29 (1956), p. 634
- 5) "Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle", (1954, 1956, 1958), Max-Planck-Institut für Eisen-forschung.
- 6) Atlas of Isothermal Transformation Diagrams of B.S. En Steel", (1956) The Iron and Steel Institute, Special Report No. 56
- 7) "Courbes de Transformation des Aciers de Fabrication Française", (I)(II)(III)(IV), IRSID.

含 Mn マルエージング鋼の熱処理特性および機械的性質について*

特殊製鋼, 技術研究所

工博 日下 邦男・佐々木 博

八洲特殊鋼

荒木 昭太郎

On Heat-Treatment Behaviour and Mechanical Properties of Manganese-bearing Manganese-bearing Steels

Kunio KUSAKA, Hiroshi SASAKI and Shotaro ARAKI

1. 緒 言

近時 18~25Ni のマルエージング鋼^{1)~9)}と呼ばれる引張強さ 140~220 kg/mm² の超高引張強さの鋼種が工業的に利用されている。しかしこれらの鋼種は Ni 量が多く高価となるので用途に制限をうける欠点がある。よつてわれわれは従来の高 Ni のマルエージング鋼の Ni を減らし、Mn を加えて性能がほぼ同等で価格が安い鋼種の研究を行なっているが、今回は 2%Mn-12.5%Ni¹⁰⁾ならびに 3%Mn-12.5%Ni-0.2%V¹¹⁾型の含 Mn マルエージング鋼の熱処理特性および機械的性質について報告する。

* 第73回講演大会にて発表 講演番号 231 昭和42年5月10日受付

Table 1. Chemical compositions and critical points of steels tested.

Steels (Mark)	Chemical composition (%)										Critical point (°C)			
	C	Si	Mn	Ni	Mo	Al	Ti	Co	B	V	As	A _f	M _s	M _f
MAS 21 (C218)	0.03	0.06	1.99	12.57	4.05	0.12	0.19	8.17	0.005	—	675	830	305	135
MAS 21 (C219)	0.02	0.08	3.03	12.75	3.91	0.10	0.17	8.03	0.005	0.17	670	830	270	90
MAS 1	0.03	0.10	0.10	18.12	5.01	0.04	0.48	9.18	0.004	—	610	765	245	40

(Heating and cooling rate 2.5°C/min)

2. 試料

Table 1 に実験に使用した試料の化学組成を示す。MAS21 (C218) は 18Ni マルエージング鋼(MAS1) の Ni の一部を Mn におきかえ 2%Mn-12.5%Ni とし、MAS21 (C219) は 3%Mn-12.5%Ni-0.2%V としたのが特長で、Co, Mo, Ti も MAS 1 より若干低く、8%Co-4%Mo-0.2%Ti として経済性をはかつた鋼種である。これらは 100 kg 真空誘導炉により角 100 kg 鋼塊を溶製し、皮削後、粗角 70 mm に分塊鍛造したのち φ20 mm に鍛造して各種試験に使用した。

3. 実験結果

3.1 変態点および溶体化カタサ

Table 1 右欄に変態生起温度を示す。MAS21 は MAS1 に比べて As, Af, Ms, Mf 点はかなり上昇している。

MAS21 (C218 および C219) の溶体化カタサは MAS1 とほぼ同じで、850°C 以下では温度の上昇とともに徐々に低下し、850°C で HRC 30 に達し、それ以上の温度ではほぼ一定で変わらない。またこれらは -78°C に深冷しても硬度上昇は認められない。次にこれらの試料を 475°C × 3hr (空冷) 時効させてカタサと衝撃値の変化を調べたが深冷処理の影響は認められなかった。

3.2 時効硬化

MAS1 および MAS21 (C218 および C219) の時効硬化カタサにおよぼす時効温度 (400~600°C) と保持時間 (1/2~100hr) の影響を調査した。Fig. 1 は時効温度 450°C および 500°C の結果を示したものであり、450°C × 10hr の時効で C218, C219 はカタサが最大となる。時効温度 500°C では 2hr でカタサが最大となる。これより適正時効温度は MAS21 の方が MAS1 より低温側にあることがわかる。Fig. 2 は MAS21 (C218 および C219) について 800°C で 1hr (空冷) 溶体化処理したものを 100~500°C の各温度に 3hr (空冷) 時効した場合のカタサと衝撃値の変化を示したものである。これよりこの鋼種は溶体化後 400°C 前後で時効処理を行なうといちじるしく脆化することがわかった。

3.3 溶体化時効処理後の再加熱によるカタサ、衝撃値の変化

適正溶体化、時効処理 (溶体化: 800°C × 1hr · A.C. 時効: 475°C × 3hr · A.C.) を行なった試料を 100~450°C の各温度に 3hr (空冷) 再加熱して、カタサならびに衝撃値の変化を調べた結果、カタサ衝撃値ともはじめの状態と変わりなく、この場合は 400°C 付近に再加熱しても脆化現象は認められなかった。

3.4 機械的性質

Fig. 3 は MAS 21 (C218 および C219) について、溶体化温度を 750~900°C にかえて、475°C で 3hr (空冷) 時効硬化させた場合の機械的性質を示したものである。Table 2 は MAS 1 および MAS21 について、溶体化後 475°C で 3hr (空冷) 時効硬化させた場合の機械的性質を比較した結果である。C218 は MAS 1 より若

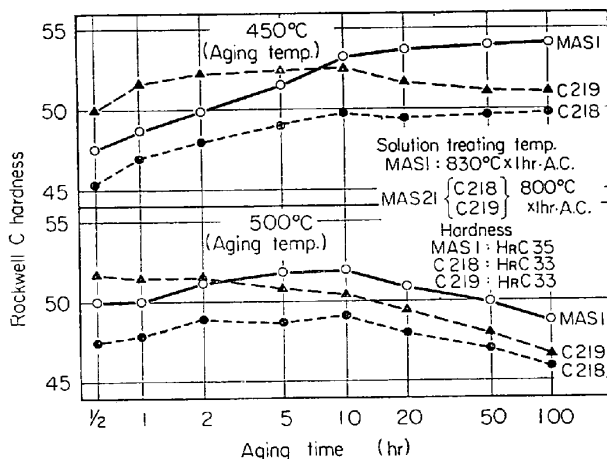


Fig. 1. Effect of aging temperature and time on hardness.

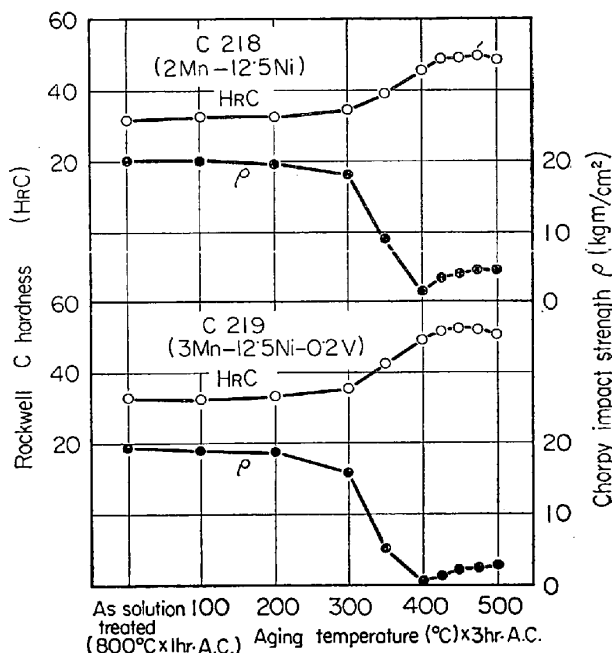


Fig. 2. Effect of aging temperature on the hardness and Charpy impact strength.

Table 2. Mechanical properties of MAS 21 and MAS 1 aged for 3 hours at 475°C.

Steels (Mark)	Elastic limit 0.02 off set (kg/mm ²)	Yield strength 0.2 off set (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Charpy impact strength (kgm/cm ²)	Hardness (H _R C)	Notch tensile strength (kg/mm ²)	Notch T. S/T. S
MAS 21 (C 218)	131	155	168	12.5	54	6.5	49	222	1.32
MAS 21 (C 219)	151	171	186	11	49	3.5	52.5	229	1.23
MAS 1	—	180	194	13.5	56	4	53	241	1.24

Solution treating
 MAS 21 : 800°C×1hr-A.C.
 MAS 1 : 850°C×1hr-A.C.

Smooth and notched tensile specimens
 Dia. : 10.0mm, Root dia : 8.0mm, Gage length : 35mm
 Notch angle : 60°, Notch radius : 0.3mm

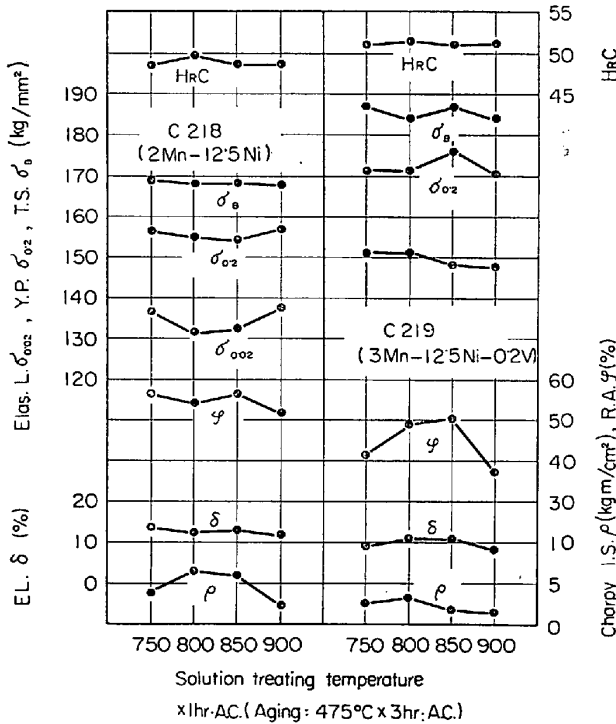


Fig. 3. Effect of solution temperature on mechanical properties.

干強度は小さいが、C 219 はほぼ同等の強度を有し、両鋼種ともに靱性は良好である。

3.5 低温浸炭窒化処理した場合の機械的性質

マルエージング鋼は疲労強度、耐摩耗性、あるいは耐焼付性の向上のために、表面を窒化処理する場合がある。Fig. 4 は MAS 1 および MAS 21 について、溶体化後 500°C で 6hr (水冷) 低温浸炭窒化処理した場合の機械的性質を調べた結果である。これより MAS 21 は低温浸炭窒化処理によつて、表面硬度が MAS 1 よりも高い硬度が得られるにもかかわらず、靱性を失わず切欠感受性もきわめて良いことがわかる。

3.6 寸法変化

Fig. 5 は MAS 21 (C 218 および C 219) について、800°C×1hr (空冷) 溶体化後 400~550°C の各温度で 3 hr (空冷) 時効し、鍛伸方向の寸法変化を調べた結果を示したものである。いずれの試料も加熱温度の上昇とともに寸法変化は膨張から収縮に変わっていくが、適正時効温度 475°C×3hr (空冷) では C 218 が +0.01%、

Steels	T. S (kg/mm ²)	EL. (%)	R. A (%)	I. S (kgm/cm ²)	Hardness H _W V	Case depth (mm)
MAS 21 (C 218)	—	—	—	49	Case : 960 Core : 450	0.1
MAS 21 (C 219)	180	11.5	48	3.6	Case : 1000 Core : 490	0.1
MAS 1	188	12	49	3.6	Case : 920 Core : 520	0.1

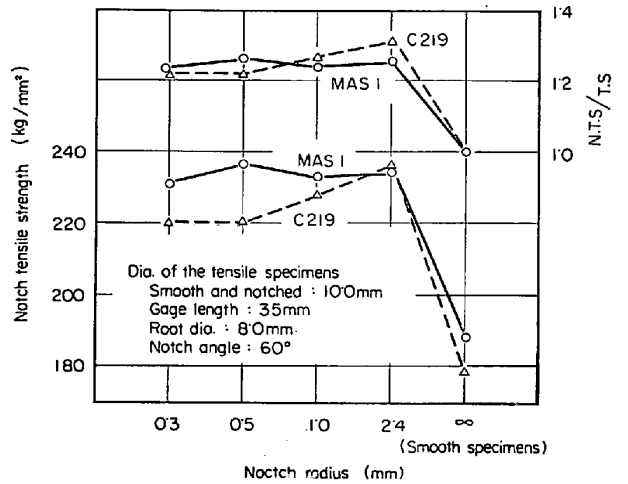


Fig. 4. The notch tensile strength tufftrided for 6 hours at 500°C.

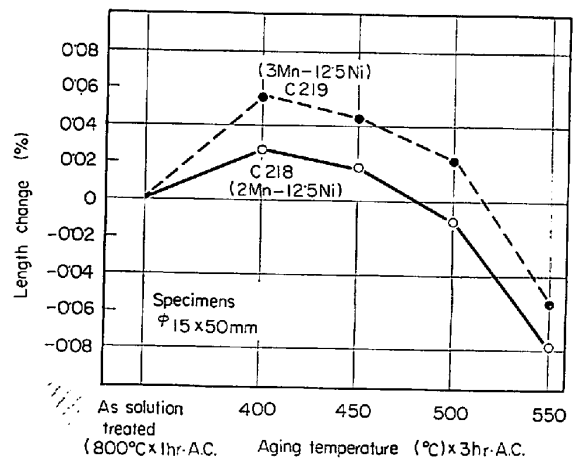


Fig. 5. Dimensional change of 2Mn-12.5Ni and 3Mn-12.5Ni-0.2V type maraging steels by aging after solution treating from 800°C.

C 219 が +0.03% とわずかの膨張を示す。

4. 結 言

2%Mn-12.5%Ni 型および 3%Mn-12.5%Ni-0.2%V 型のマルエージング鋼の熱処理特性および機械的性質について種々の調査を行なった。その結果、これらの鋼種は超強力鋼として優れた機械的性質を有することがわかった。

文 献

- 1) Metal Progress, 78 (1960), Nov., p. 99
- 2) SMITH, ANDERSON and BINGHAM: Metal Progress, 82 (1962), Nov., p. 105
- 3) POTENSKI: Metal Progress, 82 (1962), Oct., p. 100
- 4) YATES & HAMAKER: Metal Progress, 82 (1962), p. 97
- 5) DECKER, YEO, EASH and BIBER: Materials in Design Engineering, 55 (1962), Mar., p. 106
- 6) DECKER, EASH and GOLDMAN: ASM Transactions Quarterly, 55 (1962), p. 58
- 7) PECKNER: Materials in Design Engineering, 57 (1963), Mar., p. 101
- 8) 日下, 荒木, 佐々木: 鉄と鋼, 49(1963), p.1523
- 9) G. P. CONTRACTOR: Journal of Metals, Aug., 1966
- 10) 日下, 荒木: 日本特許 No. 488, 710 (特公昭41-3681)
- 11) PATTERSON and RICHARDSON: Trans. Amer. Soc. Metals, 59 (1966), p. 71

ガス浸炭窒化層の炭素および窒素の挙動におよぼす少量の Cr, Mo の影響*

金属材料技術研究所 倉部 兵次郎
 東京大学工学部 工博 荒木 透

Effects of Small Amounts of Chromium and Molybdenum on Behaviors of Carbon and Nitrogen in Carbonitrided Case of Steel

Hyojiro KURABE and Dr. Tôru ARAKI

1. 緒 言

筆者らはガス浸炭窒化におよぼす少量の合金元素の影響を調べているが^{1)~3)}、本報は浸炭窒化層の焼入および焼入焼戻し後の性質を主に調べた。ガス浸炭窒化は浸炭ガスに数パーセントの NH₃ を添加することにより容易に得られる。一般に浸炭窒化は浸炭に比較して焼戻し軟化低抗、耐摩耗性、耐疲れ性、焼入性などの点で優れて

いるとされているが、わが国ではあまり利用されていない。この原因として浸炭窒化の作業管理に関する基礎資料の不足および浸炭層すなわち高炭素鋼の機械的性質におよぼす窒素の影響について従来殆んど調べられていないことがあげられる。一方 0.1% 以下の低炭素-低窒素鋼の焼入時効における炭素および窒素の挙動についての研究はみられる。それらによると低温焼戻し過程の析出物は、炭化物と窒化物が別々に生成する説⁴⁾と Carbonitride の単一相しか生成しないとする報告⁵⁾もあり、正確な結論は得られていない。筆者らは、浸炭窒化の作業および浸炭窒化層の性質を調べるため 2, 3 の実験を行なったのでその結果を次に述べる。

2. 供試材と実験方法

供試材は市販の肌焼鋼を使用し、化学組成は Table 1 に示す。実験に使用したガス浸炭炉は、有効均熱部が 150 mm φ × 150 mm の Lindberg 社製管状炉を用い、炉気分析は島津製ガスクロマトグラフを使用した。分析条件は前回³⁾と同じであるが、炉気の残留 NH₃ はカラムの状態を不安定にして分析値を変動させるため、今回は北川式ガス検知管により測定した。供試材はいずれも Table 1 の 30 mm φ 丸棒の市販材を熱延または冷

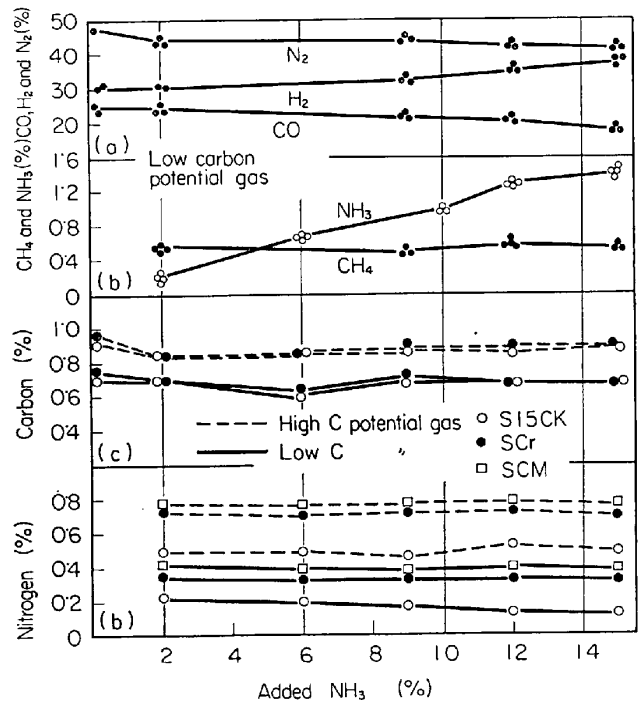


Fig. 1. Carbon and nitrogen concentrations for thin steel plate carbonitrided for 8 hours and chemical composition of carbonitriding gas at 850°C.

Table 1. Chemical composition of steels used.

Mark	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Al
S 15C K	0.31	0.51	<0.01	0.010	0.09	0.09	0.02	0.10	0.030
S Cr	0.31	0.76	//	0.015	0.11	1.01	0.02	0.14	0.058
S CM	0.34	0.71	//	0.015	0.15	0.98	0.18	0.13	0.058

* 第72回講演大会にて発表 講演番号 215 昭和41年11月10日受付