



a) C-3 1000°C×30min A.C., b) C-3 1050°C×30min A.C.
c) D-1 1000°C×30min A.C., d) D-1 1150°C×30min A.C.
Photo. 1. Microstructures of C-3 and D-1 steels
(as solution).

Photo. 1に C-3 および D-1 の溶体化組織を示す。C-3 の1000°C 溶体化での未溶解化合物はX線回折の結果 Fe_2Mo の回折結果が得られた。また D-1 の溶体化状態で多数存在する未溶解化合物は 10% クエン酸ソーダ溶液で電解分離後抽出残渣をX線回折した結果、TiC および Fe_2W であつた。

4. 結 言

精密型材に適するマルエージング鋼として、経済的な 10 Ni マルエージング鋼について実験を行なつたところ次の結果が得られた。

1) 10Ni-5Mo-9Co-3.5Ti 系では溶体化硬度は約 HRC 40 である。これに 4%Cu 添加で最高時効硬度約 HRC 60 が得られた。

2) 0.25C-10Ni-5Mo-9Co-3.5Ti-8W 系には Cu の影響はなく、1150°C 溶体化、550°C × 10hr 時効で最高硬度 HRC 63 が得られた。以上両系とも 30hr までの時効では、オーステナイトの形成は認められなかつた。

3) 最適処理 1100°C 溶体化、550°C × 5hr 時効による寸法変化は、10Ni-5Mo-9Co-3.5Ti-4Cu は 0.19%、0.25C-10Ni-5Mo-9Co-3.5Ti-8W は 0.13% の収縮であつた。

4) 耐摩耗性は良好で、とくに C および W を含む D 系はすぐれている。

文 献

1) R. F. DECKER, R.B.G. YEO: Materials in Desi-

- gn Engineering, (1962), May p. 106
- 2) H. R. SMITH and R. E. ANDERSON: Metal Progress, (1962), Nov. p. 103
- 3) A. R. POTEROKI: Metal Progress, (1962) Oct. p. 100
- 4) R. F. DECKER: Trans. Amer. Soc. Metals, 55 (1962), p. 58
- 5) 特公昭 39-12233 (INCO)
- 6) D. H. YATES and J. C. HAMAKER: Metal Progress, (1966) Aug. p. 75
- 7) G. P. MILLER and W. I. MITCHELL: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), (1965), Sept. p. 899
- 8) J. R. MIHALISIN and C. G. BIEBER: J. Metals, (1966) Sep. p. 1033
- 9) D. I. PETERO and C. R. CUPP: Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 236 (1966) Oct. p. 1420

時効硬化性型鋼の研究*

特殊製鋼技術研究所

工博 日下邦男・下尾聡夫・松岡滋樹

Study on the Precipitation Hardening Type Die Steels

Dr. Kunio KUSAKA, Tosio SHIMOO
and Shigeki MATSUOKA

1. 緒 言

打抜型あるいはそのほかの精密型をつくる場合に、まずオス型をつくり、これをメス型の素材中に押し込んでメス型をつくり、つぎにメス型を時効硬化させて型製作を完了させる方法がある。この場合メス型に使用する材料はもちろん時効硬化性を有することが必要であるが、そのほかに時効硬化にさいし体積の膨張がないことを要求される。また時効硬度は十分高いことが必要である。切削によつて型をつくる場合でも精密型用としては時効硬化性鋼が適する。時効硬化性鋼としては、3.5%Ni-1%Al¹⁾、5%Ni-2%Al²⁾、3%Ni-3%Mo³⁾ および 18%Ni マルエージング⁴⁾鋼があるが、これらはいずれも時効硬度が HRC 52 以下であり、耐摩耗性も小さく実用としては不適である。また時効硬化性高速度鋼 20%W-25%Co 合金⁵⁾は、時効硬度は高いが靱性不足である。耐摩耗性の向上には、時効硬化で基地の硬度を高めるとともに、炭化物を適当に分散させることが効果的であると考えられる。18Ni マルエージング鋼に Ti を 2.3%加えたもの⁶⁾および 10Ni-10Mo-18Co マルエージング鋼は、時効硬度は HRC 60 以上で基地の硬度としては十分であると考えられるのでわれわれは、これに C および W を添加して、変態点、硬度、組織、寸法変化、耐摩耗性、靱性などの試験を行ない、その影響を調べた。

2. 供 試 材

本研究に用いた供試材の成分を Table 1 に示す。試料は 3kVA 高周波誘導炉で溶解、500g 鋼塊とし、1200

* 第73回講演大会にて発表 講演番号 161 昭和42年5月10日受付

Table 1. Chemical composition of specimens.

	C	Ni	Mo	Co	W	Ti	Type
A-1	0.01	18	5	9	—	1.25	18Ni-5Mo-9Co-2.3Ti
2	0.02	18	5	9	4.66	2.28	
3	0.05	18	5	9	4.71	1.66	
4	0.13	18	5	9	4.49	2.13	
5	0.23	18	5	9	4.26	1.86	
6	0.40	18	5	9	4.78	1.75	
B-1	0.01	10	10	18	—	—	10Ni-10Mo-18Co
2	0.09	10	10	18	—	—	
3	0.20	10	10	18	—	—	
4	0.29	10	10	18	—	—	
C-1	0.02	10	10	18	7.41	—	10Ni-10Mo-18Co-8W
2	0.10	10	10	18	7.77	—	
3	0.21	10	10	18	6.76	—	
4	0.34	10	10	18	7.50	—	

Table 2. Transformation temperature.

Type	As (°C)	A _f (°C)	Ms (°C)	M _f (°C)
A	660~700	780~800	60~130	—
B	700~740	870~880	360~450	200~280
C	680~700	870~880	350~380	210~250

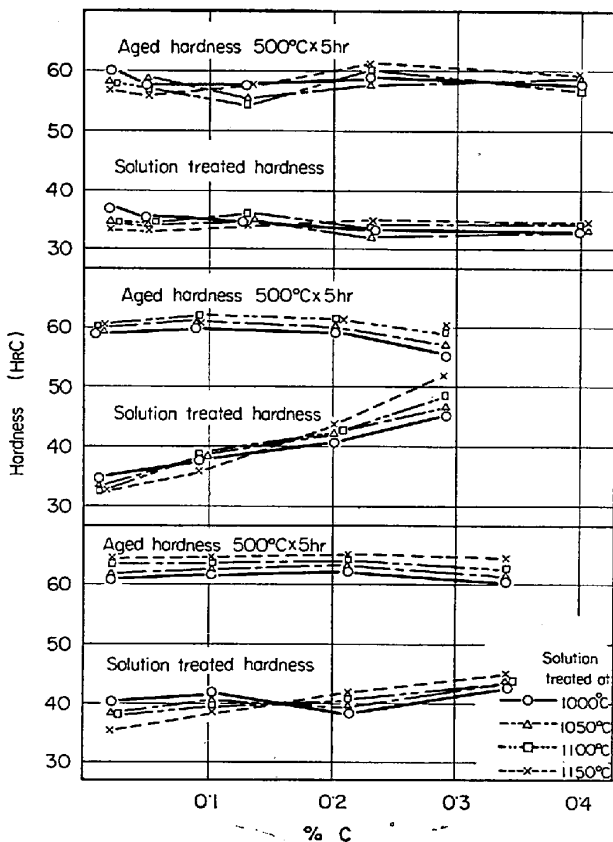


Fig. 1. Effect of carbon on solution treated and aged hardness.

°C×2hrソージング後鍛伸して各試験片とした。

3. 実験結果

3.1 変態点

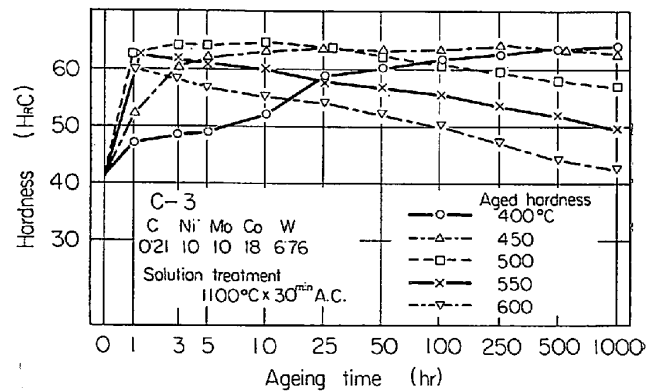


Fig. 2. Ageing hardness curve of C-3.

変態点を本多式熱膨張計によつて測定した結果を Table 2 に示す。As 点, A_f 点は, 成分による差は顕著ではないが, Ms 点, M_f 点は, 成分により変化し A 系では Ti により, B, C 系では W により低下し, また C 添加により若干上昇の傾向を示した。

3.2 硬度および顕微鏡組織

1100~1150°C の各温度で溶体化を行ない, 400~600°C に時効処理をして硬度変化をしらべた。Fig. 1 に C 量と溶体化温度による溶体化硬度と時効 (500°C×5hr) 硬度の変化を示した。A 系では最高時効硬度は HRC 60 で, C 量溶体化温度にあまり影響を受けなかつた。W を含まない B 系では, C 量とともに溶体化硬度が著しく増した。これに W を加えた C 系では, 溶体化硬度はあまり上昇せず, 時効硬度は高く, 0.21% C の C-3 では, 500°C×5hr の時効で, HRC 65 が得られた。C-3 の時効硬度と温度時間の関係を Fig. 2 に示した。また Photo. 1 に C-3 の溶体化状態の顕微鏡組織を示したが, 組織に見られる析出物は M₆C および Fe₂W (または Fe₇W₆) であることが X 線回折の結果わかつた。これら析出物は溶体化温度の上昇とともに凝集し, かつ地に溶け込むことが認められた。時効組織の検鏡も行なつたが, 時効による析出が認められるのは, かなり硬度的に過時効の状態であつた。Ti を添加した A 系では, TiC が多数認められ, これらは溶体化温度を上げて, 地に溶け込まなかつた。

3.3 寸法変化

1100°C 溶体化後 450~550°C の時効を行なつてその際の, 寸法変化をしらべた。Fig. 3 に示すように, B・C 系では, 低温度, 短時間で膨張を示すが, 最高硬度を示す, 500°C×5~10hr の時効では若干の収縮を示した。また A 系は全温度収縮であつた。

3.4 耐摩耗性

大越式迅速摩耗試験機による耐摩耗性の試験を行なつた結果, A 系では, C 添加による影響は, 顕著ではなかつたが, B・C 系, 特に W と C を添加した C 系で Fig. 4 にみるように耐摩耗性の向上が見られた。

3.5 靱性試験

最高硬度での各鋼の, 静的曲げ試験, および耐圧試験を行なつた。試験片はそれぞれ 7φ×50 mm, 10φ×12 mm を用いた。Table 3 にその結果を示す。HRC 65 を得た C-3 は比較材としたモリブデン系ハイスよりやや

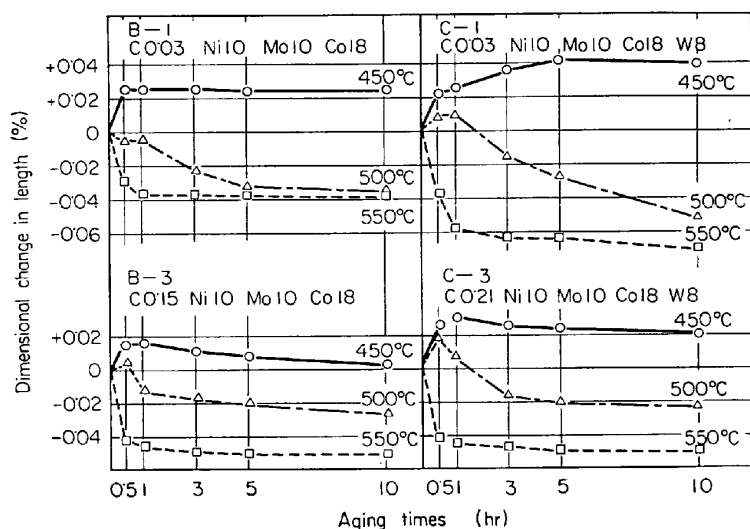


Fig. 3. Dimensional change in length during ageing.

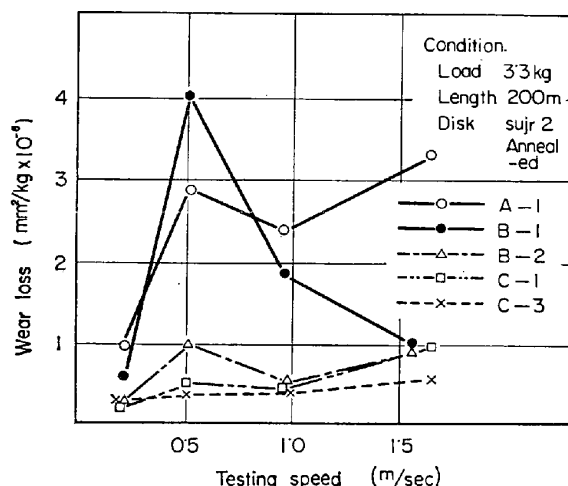


Fig. 4. Wear loss of each steel.



Photo. 1. Micrographs of solution treated structure of C-3 steel.

Table 3. Bending and compressive testing.

	Hardness (HRC)	Beding max. load (kg)	Diflection (mm)	Compressive strength (kg/mm ²)
A-1	57.5	1730	2.08	297
A-5	58.0	1280	1.20	276
A-6	56.8	1600	1.72	258
B-3	60.8	630	0.64	290
C-3	64.2	800	0.76	340
MOH-8 ¹⁾	67.5	1010	—	360
COH ²⁾	69.0	600	—	220

1) MOH 8 : 1.2% C, 4% Cr, 5% Mo, 12% Co, 7% W, 3% V

2) COH : 0.1% C, 2% Cr, 25% Co, 20% W, 0.1% V

4. 結 言

マルエージング鋼の耐摩耗性の向上をはかるため 18%Ni-5%Mo-9%Co-2.3%Ti 系および10%Ni-10%Mo-18%Co 系マルエージング鋼に C およびWを添加して、その影響をしらべた。Tiを含むA系では、生じた炭化物は TiC であり、その耐摩耗性への寄与は、認められなかつた。10%Ni-10%Mo-18%Co 系では、C のみの添加は、溶体化硬度の上昇をもたらした。この系でCおよびWの双方を加えたものは、溶体化硬度は HRC 40前後であり、時効硬度の上昇、耐摩耗性の向上を得ることができた。寸法変化も 500°C × 5hr 以上の時効で収縮であり、靱性は 20%W-25%Co 系の時効硬化性高速度鋼よりすぐれた値を示した。

文 献

- 1) 浅田：鉄鋼便覧，(1962)，p. 1346
日下，荒木，佐々木：鉄と鋼，49(1963)3，p. 553
- 2) W. S. MOUNCE, A. J. MILLER: Metal Progress, 77 (1960) 2, p. 91
日下，荒木，佐々木：鉄と鋼，49 (1963) 3, p. 553
金屋，青木，荒木，沼田：鉄と鋼，52 (1966) 4, p. 610
- 3) R. B. CORBELT, J. A. SUCCAP and A. FEDUSKA: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 1599
- 4) S. FLOREEN and R. F. DECKER: Trans. Amer. Soc. Metals, 55 (1962), p. 518
J. R. MIHALISIN and C. G. BIEBER: J. Metals, (1966), p. 1033
- 5) 小林，矢島，古沢，浅田：鉄と鋼，49(1963) 3, p. 564
- 6) 日下，岩丸，荒木：鉄と鋼，53(1967) 4, p. 528

劣るが、析出硬化性高速度鋼，COH よりすぐれた靱性を示した。