

製し、これを焼戻実験に使用するよう試みた。即ち通常の焼入温度 950°C に於ける基質の組成は前述した如く 0.59% C, 4.4% Cr であるから、この組成に近い鋼 (0.59% C, 4.73% Cr) を溶解製作した。以下この鋼を基地鋼と呼ぶ。

Fig. 3 はダイス鋼および基地鋼を各々 950°C に 1 h 加熱して水焼入した後、各温度に 1 h 焼戻した

場合、炭化物の Cr 量ならびに硬度の焼戻温度による変化を示したものである。同図に明らかな如く基地鋼中の炭化物の Cr 量は焼戻温度 400°C ~ 500°C に於いて 8 ~ 9% 程度であるが、550 ~ 650°C にて急激に増大し、700°C 以上の焼戻温度に於いて焼鈍状態の Cr 量 (45.0%)

に近づく。ダイス鋼の場合には常に未溶解炭化物が多量に存在するために炭化物全体の平均 Cr 量には著しい変化は認められないが、基地鋼の炭化物の変化と対応して 600°C ~ 650°C の焼戻により若干増加している。

(4) 焼鈍組織ならびに焼戻組織中の炭化物の X 線分析

X 線分析によれば 750°C に焼鈍したダイス鋼から電解分離した炭化物は $(Cr, Fe)_7 C_3$ 型であり、炭化物を完全にオーステナイトへ固溶させた基地鋼を水焼入し、これを焼戻することによつて析出した炭化物は、400°C ~ 550°C の焼戻にて $(Fe, Cr)_3 C$ 型であり、650°C 以上にて $(Cr, Fe)_7 C_3$ 型である。以上の結果から明らかな如くダイス鋼を焼戻した場合に基質中に析出する炭化物は、焼入の際残留する炭化物又は焼鈍状態に於ける炭化物 $(Cr, Fe)_7 C_3$ とは異り、400°C ~ 550°C の焼戻では $(Fe, Cr)_3 C$ 型炭化物であり、650°C 以上の高温焼戻によつて始めて $(Cr, Fe)_7 C_3$ 型炭化物に遷移するものと考えられる。従つて 580°C ~ 650°C の温度範囲では両者が混在する。

(5) 電子顕微鏡による観察

ダイス鋼又は基地鋼から電解分離した炭化物を透過型電子顕微鏡によりレプリカを用いず直接的に観察し、熱処理に伴う形状の変化を明らかにした。

III. 結 言

(1) ダイス鋼 (2.25% C, 12.03% Cr) 中の炭化物は焼鈍状態では $(Cr, Fe)_7 C_3$ 型であつて、25.8% (重量) 存在し、その Cr 含有量は 43.0% である。

(2) 焼鈍状態に於いては基質 (地鉄) 中に 1.2% Cr を固溶し、950°C から焼入すると基質 (マルテンサイト+残留オーステナイト) 中の Cr 量は 4.4% 程度となる。

(3) ダイス鋼を焼戻した場合、析出する炭化物は 400°C ~ 550°C 焼戻では $(Fe, Cr)_3 C$ 型であり、650°C 以上では $(Cr, Fe)_7 C_3$ 型である。580°C ~ 650°C の温度範囲内に於いては両炭化物が存在し、焼戻温度の上昇と共に $(Fe, Cr)_3 C$ 型から $(Cr, Fe)_7 C_3$ 型へ遷移するものと思われる。

(4) 電解分離した炭化物を透過型電子顕微鏡により直接的に観察し、熱処理による炭化物の形状の変化を明らかにした。

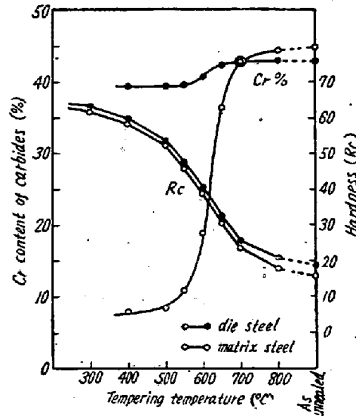


Fig. 3. Change of the Cr content of the precipitated carbide by tempering.

(46) 実用特殊鋼の炭化物の電解分離による研究 (III)

(二、三の強靱鋼の炭化物について)

Study on Carbides in Commercial Special Steels by Electrolytic Isolation (III)

(On Carbides in Several Constructional Steels)

Taiji Nishizawa, et alii

東北大学工学部 教授 工博 佐藤 知雄
東北大学大学院 特研生 工〇西 沢 泰二
東北大学大学院 学生 工大 橋 正昭

I. 緒 言

鋼に 2 種類以上の特殊元素を複合添加した場合には、単独添加の場合に比して、各元素の効果が更に顕著となる場合が少なくないことは古くから知られている。単独に特殊元素を含有する特殊鋼の炭化物については既に報告したので、本研究においては、Ni-Cr, Cr-Mo, ならびに Si-Mn 強靱鋼を実験試料とし、2 種類以上の特殊元素が鋼中に共存する場合の炭化物の組成、構造、及び形態を電解分離法により追究した。試料の化学組成は Table 1 の如くである。

Table 1. Chemical composition of specimens

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo
SNC 1	0.35	0.29	0.45	0.018	0.019	1.51	0.72	0.23	—
SNC 2	0.28	0.21	0.50	0.012	0.010	2.73	0.78	0.15	—
SNC 3	0.39	0.25	0.20	0.021	0.020	3.49	0.80	0.22	—
SCM 4	0.40	0.28	0.76	0.011	0.009	0.12	1.03	0.20	0.20
SCM 22	0.20	0.27	0.70	0.016	0.012	0.18	1.07	0.25	0.20
SUP 5	0.58	1.25	0.87	0.024	0.016	0.12	0.10	0.23	—

II. 実験結果

(1) 焼鈍組織成分に対する特殊元素の分配

Table 2 は 900°C に 1 時間加熱後、毎時 20°C の割合で徐冷して得られた焼鈍組織中の炭化物の重量%, ならびに炭化物及び地鉄の組成の分析結果である。

焼鈍組織中の炭化物はいずれも Fe₃C 型の結晶構造を有し、Cr, Mn, Mo, Ni 等を固溶した所謂 θ 相であつて、その Cr, Mn 及び Mo 濃度は鋼の Cr, Mn 及び Mo 含有量に比して著しく大である。これに対して、炭

化物中の Si 及び Ni 濃度は鋼の Si 及び Ni 含有量に比して少く、これらの元素は地鉄中に多く固溶している。

また SCM 4 と SCM 22 とは特殊元素の含有量がほぼ同一であるにも拘らず、SCM 22 の炭化物が Cr, Mn, Mo に富んでいるのは、SCM 22 の炭素含有量が低いことによるのである。

以上の結果は、単独の特殊元素を含有する特殊鋼におけるとほぼ同様であつて、共存する特殊元素相互の影響は顕著ではない。

Table 2. Analysis of carbide and ferrite in the annealed steels

	Amount of carbide wt %	Composition of carbide						Composition of ferrite				
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
SNC 1	5.0	6.73		2.59	0.76	8.71	—	0.34	1.56	0.30	—	—
SNC 2	4.1	6.91		3.13	1.40	11.00	—	0.40	2.86	0.36	—	—
SNC 3	5.3	7.02		1.23	1.71	8.62	—	0.15	3.58	0.37	—	—
SCM 4	5.8	6.81		3.83		11.57	1.24	0.56		0.39	0.14	
SCM 22	2.7	7.11		4.86		15.66	1.38	0.57		0.62	0.15	
SUP 5	8.1	6.97	0.06	5.58		0.84	—	1.33	0.48		0.04	—

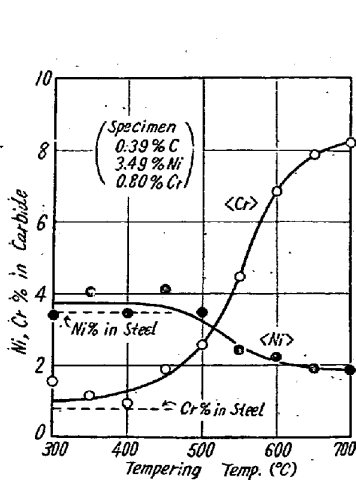


Fig. 1. Ni and Cr contents in the carbide, isolated from tempered SNC 3 steel.

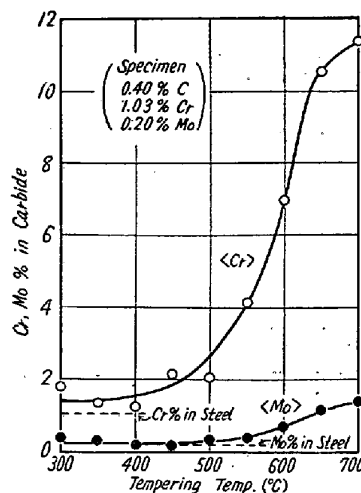


Fig. 2. Cr and Mo contents in the carbide, isolated from tempered SCM 4 steel.

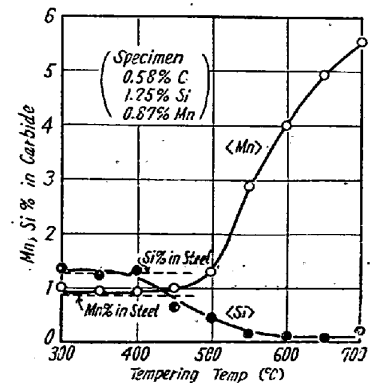


Fig. 3. Mn and Si contents in the carbide, isolated from tempered SUP 5 steel.

(2) 焼戻に伴う炭化物の組成の変化

Fig. 1~3 は 850°C 油焼入後、300°C~700°C の各温度に 1 時間の焼戻を行った SNC 3, SCM 4 及び SUP 5 中の炭化物の特殊元素濃度を示したものである。これらの図に明かなる如く、300°C~400°C の焼戻により析出する炭化物は、母材の鋼とほぼ同量の Cr, Mn, Mo, Mn 及び Si を含有するが、約 500°C を境として炭化物の特殊元素濃度が著しく変化し、Cr, Mn 及び Mo の濃度は増加し、Si 及び Ni の濃度は減少して、焼戻温度の上昇とともに焼鈍状態における平衡濃度に近づく。

析出炭化物の形態は焼戻温度の上昇に伴って微細針状から、粒状に凝集するが、その凝集速度は炭素鋼の場合に比して極めて遅い。なお、300°C 以上の焼戻温度にて析出する炭化物はいずれも Fe_3C 型の X 線廻折像を示した。

III. 結 言

二、三の代表的な強靱鋼の炭化物を電解分離法によって研究し、次の結果を得た。

(1) 焼鈍状態において、Cr, Mn 及び Mo は θ 相中に濃集して固溶しており、Si 及び Ni は地鉄に多く固溶している。

(2) 特殊元素の鋼中における分布状況は、他種元素の共存によって著しい影響を受けない。

(3) 300°C~400°C の焼戻組織中の炭化物は、母材の鋼の特殊元素含有量とほぼ同量の特殊元素を固溶しておるが、焼戻温度の上昇とともに炭化物の Cr, Mn 及び Mo 濃度は増加し、反対に Si 及び Ni 濃度は減少して、焼鈍状態における平衡濃度に近づく。

(47) オーステナイト結晶粒の成長特性に及ぼす高温加工の影響について

(Effect of Hot Working on Grain Growth Characteristics of Austenite)

Yoshiaki Masuko

住友金属工業株式会社製鋼所 工 益 子 美 明

I. 緒 言

オーステナイト結晶粒の成長性に及ぼす高温加工の影響については、既に M. A. Grossmann¹⁾, R. Schempp 及び C. L. Shapiro²⁾ 等の研究があり、一般に高温加工

は粗大化温度を低下させると云われているが、その原因はなお明らかでない。

一方、製品本体の性状を把握する上において、結晶粒の成長性が高温加工によつてどの程度変化し、その原因は何であるかを、取鍋試料と製品本体の関連において知っておくことは大切なことであると思う。

依つて以下の如き実験を行った。

II. 実 験 方 法

供試鋼は C 0.35/0.45 % の炭素鋼と C 0.35/0.45 %, Cr 0.80/1.20 %, Mo 0.15/0.30 % の Cr-Mo 鋼であり、いずれの場合も 7 kg の試験鋼塊 (取鍋試料) と 100 kg の鋼塊を鋳込み、前者は 1200°C で鍛造して鍛造比 10 の試料とし、後者からは鍛造比 2, 4, 6, 8 及び 10 の試料をつくつた。

これらの試料は鍛造後放冷して粒度試験に供したが、その一部は放冷後 1100°C×6 h → 炉冷してから行つた。

粒度試験は学振滲炭法における滲炭温度を 800°C~1200°C に変化させて行い、結晶粒の成長特性を調べた。

又上記試料について金相学的調査を行うと共に、可溶 Al 及び AlN の分析を行つた。

III. 実験結果並に考察

鍛造比の増加による結晶粒の成長性の変化を Fig. 1 及び Fig. 2 に示す。但し前者は鍛造後放冷のものであり、後者は鍛造後焼鈍したものである。

又各実験試料の可溶 Al 及び AlN の分析結果は一括して Table 1 に示した。

以上の結果を概括し、二、三の考察を加えれば次の通りである。

(1) 鍛造状態においては、いずれの供試鋼の場合も取鍋試料に比して 100 kg 鋼塊試料は粗大化温度が低く、且つ鍛造比の増加によつて粗大化温度が漸次低下する。この傾向は混粒の場合 (S1) において著しく、細粒鋼の場合 (S2 及び S3) には若干粗大化温度が低下しても 925°C×6 h の粒度は尙変化しない。但し取鍋試料と 100 kg 鋼塊試料の差に比して鍛造比による差は小さい。

(2) 鍛造後焼鈍せる状態においては、鍛造比の増加による成長性の変化は (1) の場合と同様であるが、焼鈍により粗大化温度が低下する傾向にあることが注目される。なおこの傾向は細粒の場合に比し混粒の場合において明瞭である。但し取鍋試料と 100 kg 鋼塊試料の差に比して焼鈍による差は小さい。

(3) 取鍋試料と 100 kg 鋼塊試料の成長性の差は明