

a) 上限温度が Ac_3 以上になると試験片の平行部の中央から対様の位置に2個のリング状突起を生ずる。これら2つのリング状突起にはさまれた部分は、完全にオーステナイト化したと考えられる領域に対応している。したがってこの試験片の変形は、 α -Fe, γ -Fe の不連続な性質変化により生じたものと考えられ、変形が生じた結果、試験片内の応力分布は、単なる軸方向の応力以上に変形による曲げ応力も附加させるので、本試験機で上限温度が Ac_3 以上となる場合の熱疲労寿命は、変形を生じない場合と同一には評価できないと考える。

b) これら試験に供した試験片の亀裂は大部分が鋸歯状に大きく口を開いている。亀裂は試験片中央部では大きく数も多いが、中央から離れるにしたがつて小さくなる。

上限温度が Ac_3 以上の場合は上記のような亀裂は認められないで破断しているので、最初にできた亀裂が急速に進行し、他の部分に亀裂が発生しないものと考えられる。

文 献

- 1) 邦武立郎, 他: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 560
- 2) L. F. COFFIN Jr.: Trans. ASME, 76 (1954), p. 931~950.

669, 14, 018, 252.3-157.8, 620, 178, 952, 42, 620, 187
(148) 析出硬化型高速度鋼の組成と硬度

63/48 関係

(析出硬化型高速度鋼の研究— I)

理研製鋼 小林 実
名古屋工業大学 564~566

工博○矢島悦次郎・工博古沢浩一・浅田康敬

Relation between Composition and Hardness of Precipitation-Hardening High Speed Steels.

(Studies on precipitation-hardening high speed steels— I)

Minoru KOBAYASHI, Dr. Etsujiro YAJIMA, Dr. Koichi FURUSAWA and YASUHIRO ASADA.

Table 1. Chemical composition of specimens. (wt%)

Groups	Specimen marks	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Co	V	As-annealed H _{RC}
[I]	A	0.08	0.27	0.035	0.022	0.006	3.61	20.94	20.50	1.84	36.4
	B	0.25	0.21	0.035	0.015	0.006	3.88	20.78	21.12	1.92	36.6
	C	0.10	0.26	0.050	0.016	0.007	3.50	20.59	21.90	1.95	36.9
[II]	D	0.04	0.17	0.04	0.008	0.012	3.97	10.12	30.36	2.14	44.6
	E	0.04	0.17	0.02	0.016	0.015	3.87	14.23	20.56	1.40	31.0
	F	0.06	0.17	0.03	0.009	0.008	3.91	14.71	30.36	2.08	44.2
	G	0.04	0.19	0.02	0.010	0.013	4.00	20.03	15.96	1.40	33.2
	H	0.04	0.16	0.03	0.010	0.013	3.90	20.68	21.24	1.40	41.1
[III]	I	0.10	0.22	0.02	0.012	0.012	3.96	27.58	15.96	1.24	38.8
	J	0.04	—	—	—	—	4.11	9.13	34.50	4.88	49.5
	K	0.04	—	—	—	—	4.32	15.96	21.88	4.32	40.9
	L	0.05	—	—	—	—	4.11	13.40	29.48	4.44	46.3
	M	0.05	—	—	—	—	4.20	15.43	26.40	5.44	43.9

I. 結 言

析出硬化型高速度鋼は、C を必要としないために脱炭の恐れなく、martensite 変態は起らないからその生成に伴う割れや変形が少なく、また焼入状態で柔いから焼入後の加工が可能であり、したがって精密加工に適する。また溶体処理の温度、時効処理の温度、および時間によつて硬度を自由に調整し得るなど、従来の高速度鋼に比べて種々の利点がある。我が国の SKH5 は比較的これに近いものであるが、著者らはさらに工具鋼、精密用ダイス鋼、耐摩耗鋼および磁石鋼として利用範囲の広い鋼を開発する目的で、焼入硬度が低く、しかも焼戻時効後の硬度が高い析出硬化型の高速度鋼の研究を行なつた。第1報として組成と硬度の関係に就いて報告する。

II. 試料および実験方法

試料は、電解鉄、低炭素の Fe-W, Fe-Cr, Fe-V, 金属 Co および白鉄を素材として、15 kVA の真空管式高周波真空溶解炉で溶解した。各試料共溶解量は約 2.6 kg で、直径 60mm, 高さ 110mm の小型鋼塊とし、これを 11mm 角の棒に鍛造し、10×10×20 mm の大きさに仕上げた。試料の化学分析値は Table 1 の如くである。この中 [I] 群は基礎試料, [II] 群は [I] を基準として硬度におよぼす W および Co の影響を見たもの, [III] 群は焼入組織の硬度低下と靱性の改善を考慮して V の添加量を増したものである。

試料は、変態点測定後、 Ac_3 より約 20°C~30°C 高い温度に 2~3h, 保持してから、550°C まで 25°C/h の速度で冷却し、これより常温まで炉冷した。焼鈍硬度は Table 1 に示す如くである。つぎに、850°C~910°C の塩浴炉で 20mn 予熱してから、焼入温度に保持した塩浴炉に入れ、30s~3mn, 保持後油焼入した。焼入温度は 1250°C, 1275°C, 1300°C および 1325°C とした。焼入試料は 100°C~750°C で 30mn~10h, の焼戻および繰返し焼戻時効を行なつた。そして焼鈍後、焼入後および時効後の Rockwell C 硬度を測定し、代表的試料については光学および顕微鏡によつて組織をしらべた。

III. 実験結果および考察

(1) [I] 群について: Fig. 1 はこの群の焼戻時効

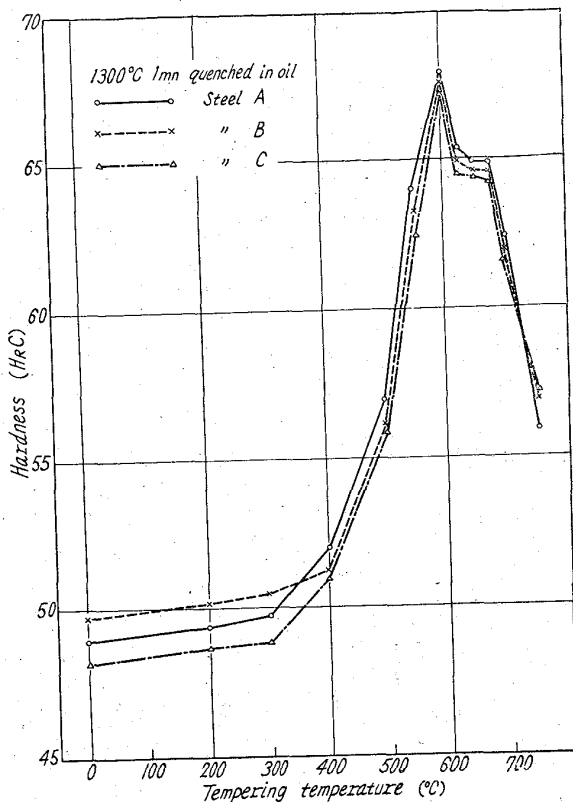


Fig. 1. Hardness of tempered specimens of group [I].

による硬度変化の一例である。この群では、焼入温度が高くなるにつれて、焼入硬度は幾分上昇する。焼入硬度としては 1250°C 焼入で $\text{HrC } 47\sim 48$, 1325°C 焼入で $\text{HrC } 49\sim 51$ を示す。焼戻時効による硬度変化は、 300°C 位までは殆んど硬度の上昇は見られないが、 300°C を越えると硬度の上昇が顕著になり、 500°C 附近から急激に上昇して最高値に達する。そして各試料共時効温度 600°C で硬度は最高値に達し、その値は 1275°C 焼入のものが最も高く、 $\text{HrC } 67.6\sim 68.4$ を示す。Photo. 1 (a) は 1275°C から焼入れた試料 A の電子顕微鏡写真で、基地は γ -相、丸い相は残存 Σ -化合物 (Fe_2W_2 と Co W の固溶体) である。(b) はこれを 600°C に 30mn 時効せしめたもので、基地中に微細 Σ 化合物が一面に析出している。つぎに繰返し時効処理は、 600°C 以下では処理回数の増加とともに幾分硬度が上昇し、 600°C 時効では 4 回繰返しによつて各試料共ほぼ $\text{HrC } 69.9\sim 70.0$ に達する。

(2) [II] 群について: Fig. 2 はこの群の焼戻時効による硬度変化の一例である。この群の焼入硬度は鋼種によつてかなりの相違があり、総体的に見て W 量の多いもの程高く、Co 量には余り左右されない。すなわち W 15% 以下では焼入硬度はいずれも $\text{HrC } 38\sim 41$ 程度で、[I] 群の試料に比べると可成り低く、したがつて焼入後の切削も可能となり、中には良好な被切削性を示すものもある。またこの群は焼入硬度は焼入温度には余り影響されない。W 量が 20% 以上になると焼入硬度は高くなり、かつ焼入温度が高い程幾分硬度も上昇し、最高 $\text{HrC } 49$ 程度を示す。つぎに焼戻時効による硬度変

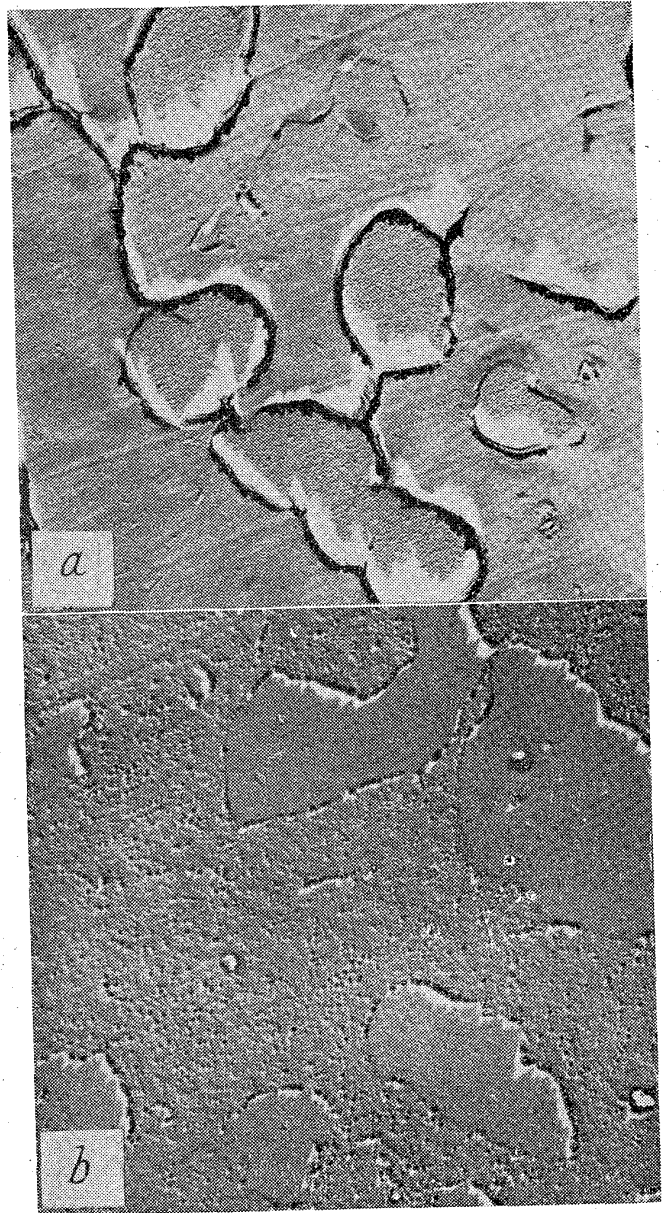


Photo. 1. Electron-microstructure of specimen A. $\times 18,000$ (3/5)

化であるが、時効温度の上昇に伴つて次第に硬度も上昇し、 400°C 位から急激に上昇して最高値に達する。硬度が最高になる時効温度は組成によつて幾分相違があり、たとえば試料 F は 600°C で最高値 $\text{HrC } 65$ を示し、試料 G は 650°C で最高値 $\text{HrC } 60$ を示す。

また焼戻時効による最高硬度は、W 量に必ずしも比例しないが、W 量同一の時は、Co 量の多い方が最高硬度が高くなるのがわかる。つぎに最高硬度に達するまでの時間は、鋼種・時効温度によつて異なるが、W 量には余り影響なく、Co 量の多いもの程長時間を要する。また時効処理の繰返しの影響としては、各温度で 30mn の焼戻を 5 回まで繰返してみたが、適正焼戻時効処理を施したものでは、[I] 群とやや異つて大した影響はなかつた。

(3) [III] 群について: [II] 群の試験結果から、焼入硬度を低くするためには、W を 20% 以下に留め

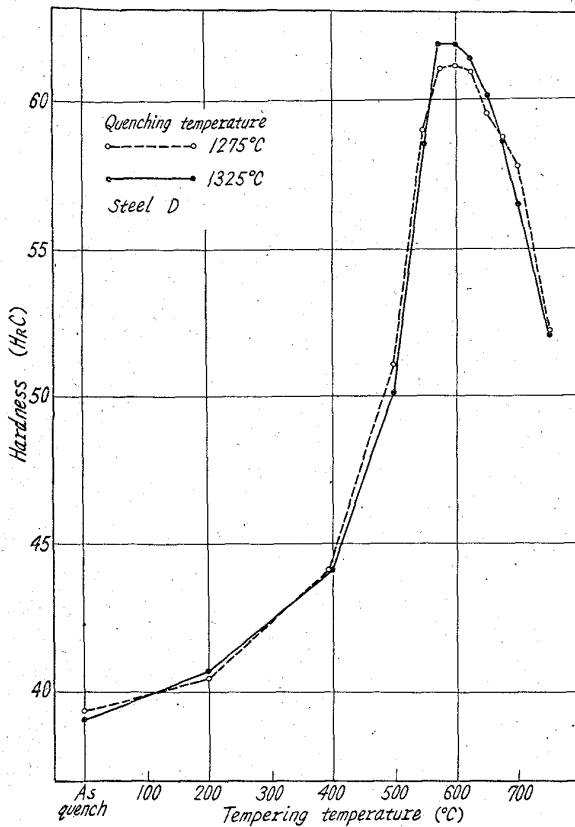


Fig. 2. Hardness of tempered specimens of group [II].

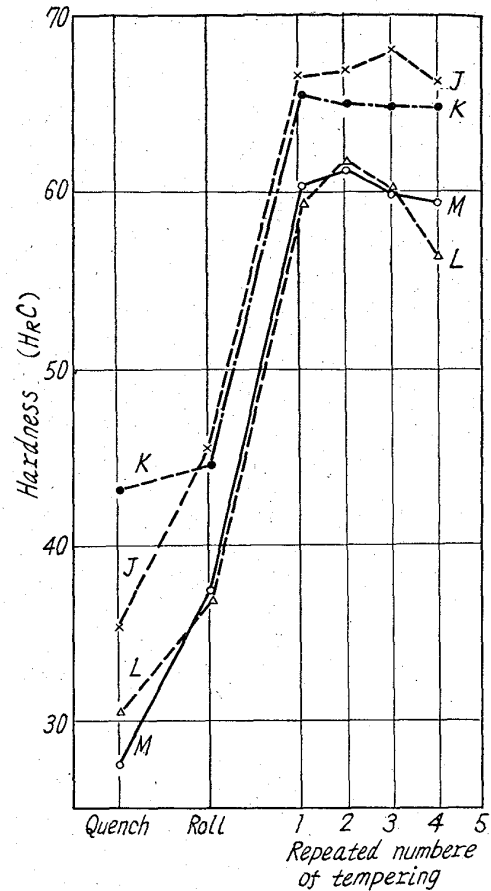


Fig. 3. Effect of cold working and repeated temperings on the as-tempered hardness.

て、Co 含有量を高くすれば良いが、併し Co 含有量を高くすると材質が脆化して鍛造が幾分難しくなる傾向があり、これは V 量を増加する事によつて抑制し得る。[III] 群は W を 20% 以下に留め、Co 含有量を高くし、かつ V 量を 4~5% に増して脆化を防ぐと共に、焼入硬度の低下を計つたものである。[III] 群の焼入硬度は試料 K の HRC 43.5~48.0 を除けばいずれも HRC 35 以下で、最小値は試料 L を 1300°C より焼入した場合の HRC 25.5 である。併し焼戻時効による最高値は、試料 K では HRC 66.5 を示すが、焼入硬度の低いものでは最高 HRC 50 程度に留まる。これに対して焼入硬度の低いものを室温で若干の冷間加工を与えた後焼戻時効を施すと、Fig. 3 に見る如く 600°C の時効で硬度はかなり上昇する。普通時効で硬度の高くなるものはその影響は少ないが、硬度の低かつたものはその影響著しく、いずれも HRC 60 以上に達する。冷間加工の影響については第 2 報で報告する。

IV. 結 言

析出硬化型高速度鋼の組成と硬度の関係について研究し、組成の如何によつては焼入硬度をかなり低下せしめ得ることができ、しかも焼戻時効によつて高硬度のものが得られた。また焼戻時効によつて硬度が余り高くないものでも、時効前に若干の冷間加工を施すことによつて、時効後の硬度を相当高めることが期待せられる。

669.14 = 620, 178, 746, 22.1
621.785, 3, 621.785, 6.17
(149) 中炭素鋼の衝撃性質におよぼす前熱処理の影響に関する 2, 3 の実験結果

63149
住友金属工業中央技術研究所
○岡田 隆 保
Some Results on Effects of Preliminary Heat Treatments upon Impact Properties of Medium-Carbon Steels. 566~568
Takayasu OKADA.

I. 結 言

先に炭素鋼における熱処理後の組織におよぼす前熱処理の影響を検討し^{1), 2)}、フェライト・パーライト組織を Ac₁ 変態点近傍の温度であらかじめ加熱すると、この組織は再熱処理時にいちじるしく消去され難くなり、熱処理後の組織中に前組織と形状ならびに位置的に対応を持つ組織の再現してくることをウィドマンステッテン状組織の消去過程の観察によつて示した。またこの前処理条件、再熱処理時におけるオーステナイト化条件、前組織の消去時間の 3 者の関係ならびに合金元素の影響について検討を行なつた。これらの結果よりこのような前熱処理の効果は、前熱処理加熱中に生ずる組織変化、特に合金