

(1) Cを高くすれば引張強さと δ は高くなり、衝撃値は低下する。

(2) Niは1%添加では引張強さと δ の改善に若干の効果があるが、2%以上では δ が著しく低下する。Co, Cuも1%添加ではNiと類似の効果を持つ。

(3) Moの添加はきわめて有効で、1%程度の添加で、引張強さ、衝撃値は十分高く、しかも δ も大きい。

(4) Mnは3%までの添加は引張強さと δ を若干改善するが、衝撃値を低下させる。

(5) Vの添加は引張強さを低下させる。Wの添加は衝撃値を低下させる。

文 献

- 1) 佐々木: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1973

(168) 12% Cr 耐熱鋼の焼戻過程の直接観察

東京大学, 大学院 ○宮原 一哉
東京大学, 工学部

工博 藤田 利夫・工博 荒木 透

Direct Observation of the Tempering Process of 12%Cr Heat Resisting Steels.

Kazuya MIYAHARA, Dr. Toshio FUJITA and Dr. Toru ARAKI.

1. 緒 言

12%Cr 耐熱鋼は、フェライト系耐熱鋼として、すぐ

れた高温強度を持っている。高温強度を高める種々の合金元素の影響は、多くの研究者によつて測定されている^{1)~3)}。しかしこの合金元素の影響の機構については、炭化物の析出におよぼす機構が研究されているのみで⁴⁾⁵⁾、母相の構造変化におよぼす影響については、調べられていない。

一般に 12%Cr 耐熱鋼は、炭素濃度が一定のとき、焼戻硬度が高いほど、高温強度が高い傾向がある。それ故、合金元素の高温強度におよぼす効果を調べるのに、しばしば、焼戻硬度の測定が行なわれる。本実験は、この焼戻硬度におよぼす合金元素影響の機構を、電子顕微鏡、直接観察による母相の構造変化と、結びつけて調べたものである。

2. 実験方法

Mo, V, Nbの単独添加、およびMo, V, Nb, Bの複合添加の効果を、調べるために、Table 1に示す6種の試料を用いた。試料成分は、単独添加の場合、ほぼ高温強度を高める効果が飽和する分量(Moの場合)、あるいは、最も効果の大きい分量(Nb, Vの場合)を選んだ。また、複合添加試料は、H46 (S6) および TAF 鋼 (S5) の成分を選んだ。試料は、大気溶解後、鑄造、熱間鍛造、冷間圧延により、0.4 mm 厚の薄板とし、熱処理後、硬度測定および電子顕微鏡観察を行なった。熱処理は、試料を、石英管に封じ込んで 1150°C × 30 min 水焼入し、400~700°C の各温度で焼戻した。

3. 実験結果および考察

合金元素の単独および複合添加の効果を調べる前に、合金元素の添加されない S1 の焼戻過程について、調

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

Sample No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	B
S 1	0.19	0.50	0.77	0.011	0.009	0.12	11.57	—	—	—	—
S 2	0.20	0.36	0.53	0.017	0.016	0.09	11.58	1.07	—	—	—
S 3	0.20	0.44	0.54	0.005	0.018	0.08	11.85	—	0.38	—	—
S 4	0.18	0.47	0.52	0.012	0.016	0.09	11.55	—	—	0.42	—
S 5	0.21	0.41	0.89	0.005	0.018	Nil	10.53	1.59	0.19	0.20	0.037
S 6	0.18	0.33	0.42	0.005	0.018	Nil	11.37	0.46	0.32	0.31	—

Table 2. The changes in the microstructure of tempered steels.

State	Tempering temperature × tempering hour	Hardness (Hv)	Microstructures	
			Precipitates (carbides)	Martensitic matrix (ferritic)
I	500°C × 1000 hr or 600°C × 10 hr	280	Small carbides ($M_{23}C_6$) precipitate on the grain-boundaries.	Dislocations are tangled and in high density.
II	600°C × 100 hr or 700°C × 1 hr	250	〃	Tangled dislocations become released. At the same time, some domains of low dislocation density are formed.
III	600°C × 1000 hr or 700°C × 10 hr	230	The carbides on the grain-boundary grow gradually.	Domains of high dislocation density are polygonizing, and low angle grain-boundaries are formed.
IV	700°C × 100 hr	200	〃	Subgrains surrounded by low angle grain-boundaries grow larger.
V	700°C × 1000 hr	170	The carbides grow to $\sim 0.5\mu$ dia.	The subgrain grow to $\sim 3\mu$ dia. The further growth of the grains is prevented by the carbides.

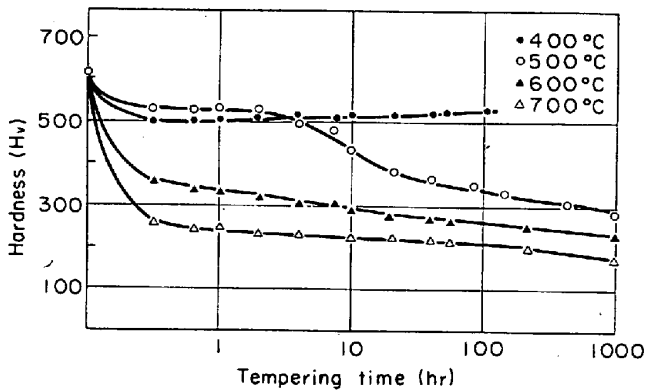
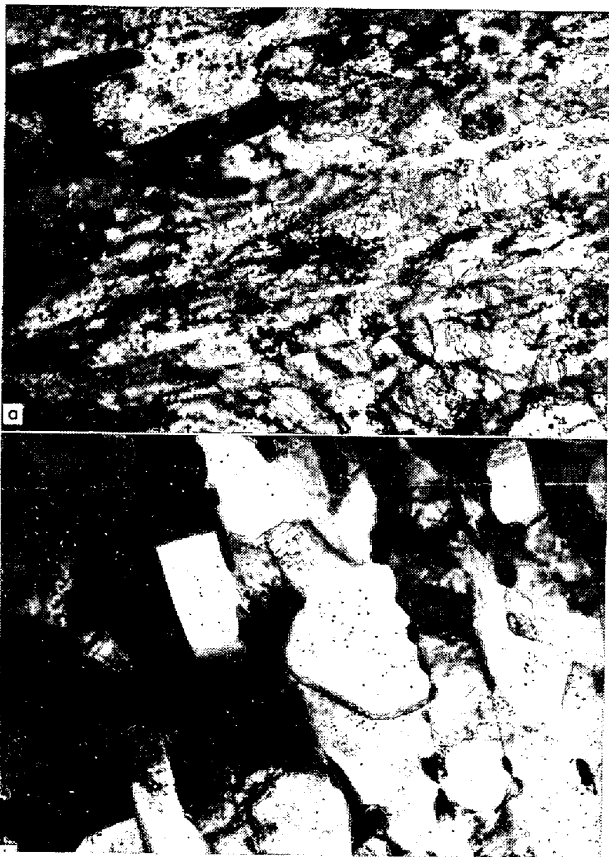


Fig. 1. Tempering hardness of S1.



a. Tempered at 500°C for 1000hr.
b. Tempered at 700°C for 1000hr.

Photo. 1. Electromicrographs of heat treated steels.

べてみた。Fig.1 に S1 の焼戻硬度変化を示す。また Larson-Miller parameter で表示した曲線を Fig. 2 の S1 に示す。Fig.1, 2 からわかるように、400~500°C の焼戻して2次硬化後、硬度は急激に下る。600~700°C の高温長時間の焼戻しては、硬度は非常にゆるやかに下る。耐熱鋼としては、高温長時間側での変化が重要であるので、ここに注目することにする。Fig. 2 の S1 の曲線に矢印 (I~V) で示した焼戻過程の5段階を選び、電子顕微鏡で直接観察した。その結果を Table 2 のようにまとめた。実際の観察例として、Photo. 1 に I₁ と V の段階の焼戻組織を示す。

つぎに合金元素を単独に添加した場合の焼戻硬度変化

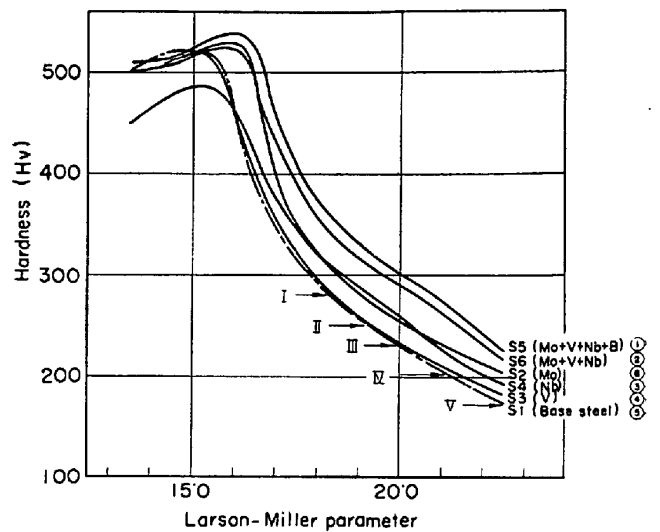


Fig. 2. Hardness-Larson-Miller parameter curves.

Table 3. Effect of alloying elements on tempering process.

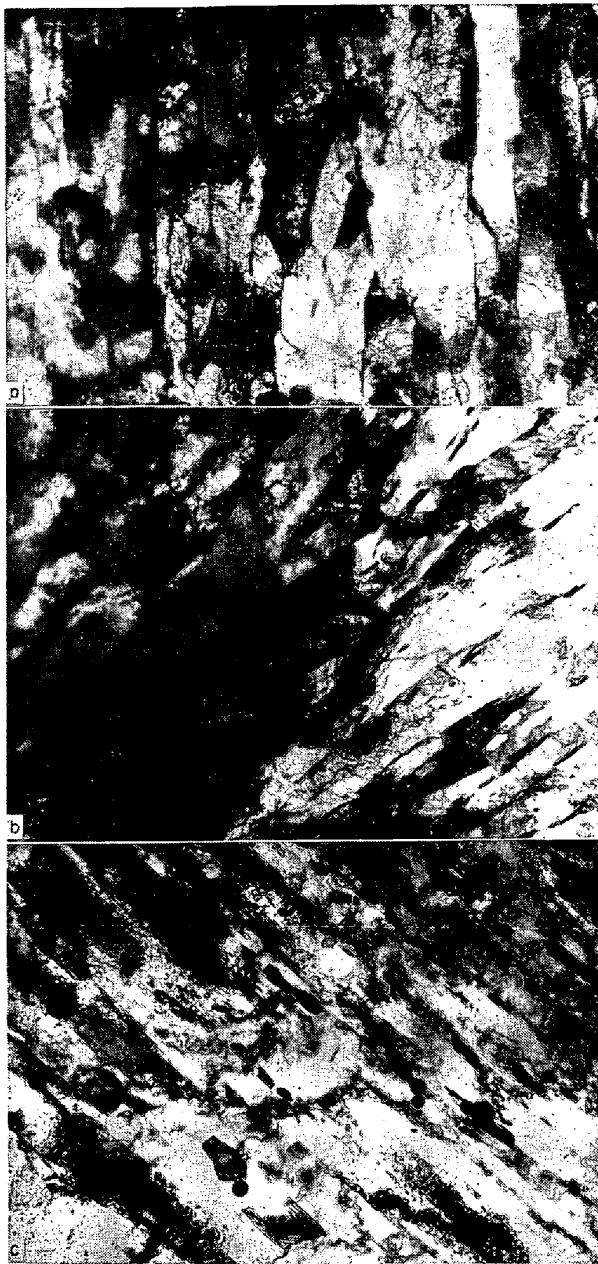
Tempering condition	Sample No.			
	S 1	S 2 (Mo)	S 3 (V)	S 4 (Nb)
500°C for 1000 hr 600°C for 10 hr	I	I	I	I
600°C for 100 hr 700°C for 1 hr	II	I - II	II	I
600°C for 1000 hr 700°C for 10 hr	III	II - III	III	II
700°C for 100 hr	IV	IV	IV - V	IV
700°C for 1000 hr	V	V	V	V

I ~ V are the same signs used in the Table 2 to mean the definite matrix structures of the tempered steels.

I - II means that the tempering process are on the way from state I to state II.

を Fig. 2 に示す。この図より、比較的高温長時間の焼戻しにおいて、すなわち Larson-Miller parameter が 18 以上において、V 添加の S3 の硬度は S1 とほぼ等しいが、S2, S4 は S1 より高い。またさらに S4 は短時間側で (L-M. parameter 18~20) で S2 より高い。

このときの焼戻組織の観察した結果をまとめて S1 と比較してみると Table 3 となる。S3 の変化は、S1 とほぼ同じであるが、S2, S4 の変化はおくれている。とくに Nb 添加の S4 がもつともおくれている。この組織変化のおくれが硬度を高くするのであろう。(しかし 700°C の 100 hr 以上の焼戻しては S1~S4 の組織は、ほとんど同じである。このときの試料間の硬度のちがいは、炭化物の量、分布状態のちがいによるのであろう。S2 が高温長時間側で S4 より硬度が高くなるの



(a) Tempered at 600°C for 1000hr (S3)
 (b) " " (S2)
 (c) " " (S4) The tempering process is most delayed

Photo. 2. Electromicrographs of heat treated steels.

も、この炭化物のちがいはによるのであろう)。V, Mo, Nb の順に焼戻組織変化がおこなわれている例を Photo. 2 に示す。そして、この順序で、おこなわれる原因は、原子の atomic volume と関連していると思われる。Fe, Nb, Mo, V の atomic volume は、それぞれ、7.1, 10.8, 9.4, 8.5 cm³/mole であつて、Nb, Mo, V の順に Fe との差が大きい。すなわち、この順に、溶質原子と転位との相互作用が大きく、転位の上昇運動が妨げられるのが一因と考えられる。

合金元素を複合添加した場合の、焼戻硬度は Fig. 2 に示すごとく、最も高い。このときの焼戻組織を観察すると、その変化は、S1~S4 の変化にくらべてさらにおこなわれている。Table 3 に示された焼戻段階で比較する

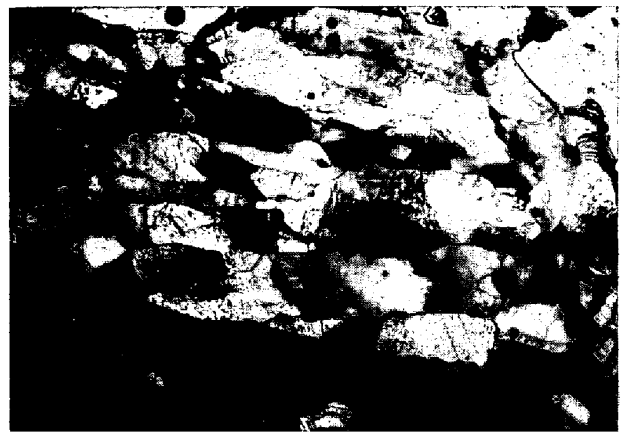


Photo. 3. Electromicrograph of heat treated steel (S6), tempered at 700°C for 1000 hr.

と、S1 の変化より 1.5 段階以上おこなわれているようにみえる。このように合金元素の複合添加により、焼戻組織変化が、おこなわれることが硬度の高い原因であらう。なお S5 と S6 の組織上のちがいはほとんど見わけられなかつた。それゆゑ B の効果については不明である。Photo. 3 に S6 の 700°C×1000 hr の焼戻し組織を示す。

4. 結 言

12%Cr 鋼に、Mo, V, Nb, B 等の合金元素を単独あるいは複合添加し、その焼戻過程におよぼす影響を電子顕微鏡の組織観察により考察した。単独添加の場合、V, Mo, Nb 添加の順に、焼戻組織変化がおこなわれる。焼戻硬度も高温長時間側を除いてほぼこの順序で高くなる。複合添加の場合、焼戻組織変化は非常におこなわれ、硬度も他の試料にくらべて高い。

文 献

- 1) T. FUJITA: Problem of Development and Production of Heat-Resistant Metallic Materials, 1 (1964), paper 09
- 2) K. J. IRVINE, D. J. CROWE and F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst.(U. K.), 195 (1960), p. 386
- 3) B. R. BANERJEE, J. J. HAUSER and J. M. CAPENOS: AIME Meeting, (Fall 1963)
- 4) 芥川, 谷野: 鉄と鋼, 44 (1958) 9, p. 1107
- 5) 藤田, 谷野, 佐野, 増本: 鉄と鋼, 45 (1959) 9, p. 1018

(169) 鉄-クロム系合金の高温酸化挙動

大阪大学, 工学部
 工博 足立 彰・岩本信也・鷹野雅志
 High Temperature Oxidation Behaviours of Fe-Cr System Alloys.

Dr. Akira ADACHI, Nobuya IWAMOTO and Masasi TAKANO.

1. 緒 言

鉄鋼の高温酸化におよぼす他種合金元素の影響に関する研究はこれまで多数の文献に見られる。純鉄が高温において酸化される時、その酸化膜の構造は表面から