

析出相におよぼす Cb, N の効果は、やはり同様な時効析出相図を作成すれば明らかであるが本紙では省略する。“X”相は No. 7 の試料に特に認められるが、No. 1, 2 の試料では $M_{23}C_6$ が安定で $750^{\circ}C \times 1000h$ で Fig. 2 に示す回折像をえた。この回折線の配置および格子面の intensity を比較すれば差が明瞭である。

IV. 結 言

LCN-155 实用合金中に含まれる二次析出相の種類およびその時効反応を調べ時効析出相図を決定した。さらに析出相におよぼす Cb, N の効果を検討した。

- 1) 实用鋼の二次析出相には Cb(C, N), $M_{23}C_6$, “X”相 M_6C , (Laves 相) を認めた。
- 2) “X”相は η' とは考えられぬ点が多く、時効時間とともに格子常数は 10.88 \AA から 10.75 \AA 程度に減少し高温で安定である。(面心立方格子)
- 3) 二次析出相におよぼす Cb, N の効果が認められた。

(127) LCN-155 耐熱合金におよぼす Cb, N の影響 (V)

(析出相と時効硬度との関係および析出相の組成)

Effects of Cb and N on the LCN-155 Heat-Resisting Alloy (V)

(Relation of the secondary phase and aging hardness and composition of the secondary phase)

T. Masumoto, et alius.

東北大学金属材料研究所 工博 今井 勇之進
 “ 工修 ○増 本 健

I. 緒 言

第4報でX線回折による時効析出相図を研究したが、さらに本報では時効硬度分布図を研究し、析出相と硬度との関係を調べ時効現象と析出相の関係を明瞭にした。また第3報で实用合金中の析出物の化学組成を公表したが、さらに Cb, N の添加の有無による析出物中の各元素の割合を検討し考察を与えた。

II. 試料および実験方法

使用した試料は前報の Table 1 のうち No. 1, 2, 3, 7 の4種を使用した。硬度測定は $650^{\circ}C$ から $950^{\circ}C$ まで、 $50^{\circ}C$ おきに各時間時効した試料について行つた。この時効硬度と析出相の関係をj得るため、前報の時効析出相と対称せしめた。

化学分析はX線回折の場合と同様、10% HCl 溶液で電解した残渣物について行い、さらに残渣量を求めて溶体化処理後残留する析出物を差し引いた。実際に時効によつて析出した相の化学成分を求めた。実際には、各元素の重量%の総計は100%とならないが残りは不純物として、実際に析出相に入る元素と地中に固溶する量との割合を求め、X線の結果とあわせて検討を加えた。

III. 実験結果および考察

著者などはすでに第1報および第3報で時効の際硬度に二段の変化があることを述べたが、時効反応を研究する際、大切な点と考えられたので实用合金 (No. 7) を $650^{\circ}C$ から $950^{\circ}C$ まで $50^{\circ}C$ おきに長時間時効した結果得られた硬度変化を Fig. 1 に示した。すなわち硬化の初期に明らかに二段変化が認められ、一次軟化が見られる。この硬度の山は時効温度の上昇と共に長時間側に

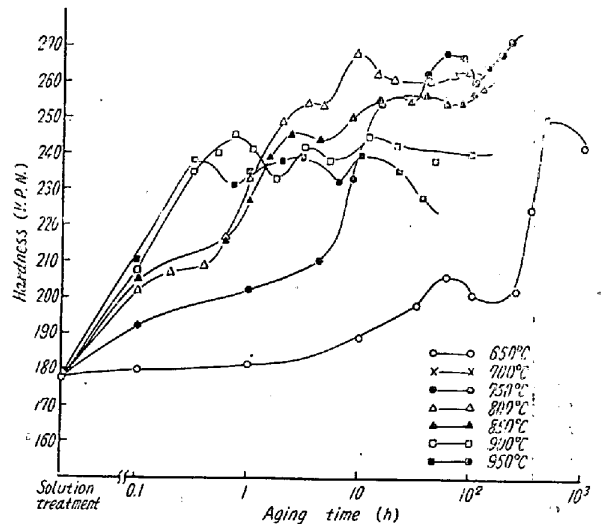


Fig. 1. Hardness of specimen (No. 7) aged at temperatures as designated.

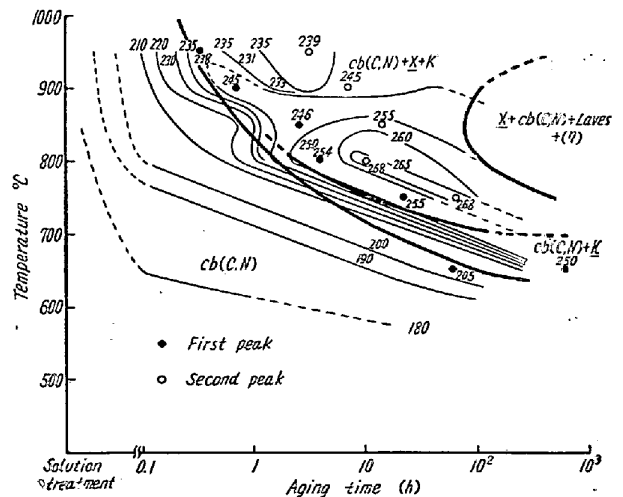


Fig. 2. Relations between aging hardness and X-ray phase.

ずれるが、さらにこの最高硬度値も変化する。低温時効では第一段の硬化は低く二段の硬化がいちじるしいが、850°C 以上の時効では第一段と第二段の最高硬度値の差が少くなる。この現象が析出相とどのような関係を持つか知ることは興味深いと考えられる。

1) 時効硬度と析出相との関係——時効硬度と析出相との関係におよぼす Cb, N の効果を研究するため、試料 No. 1, 2, 3 を用いて硬度分布および析出相図を作成した。本紙では図制限のため実用材について得た結果のみを Fig. 2 に示す。

実用合金中の析出相は前報に示したように複雑で本研

究では Cb(C, N), $M_{23}C_6$, “X” 相, M_6C , Laves 相が認められ、前報 Fig. 1 の析出相図が得られた。この図と時効硬度分布図を対称せしめた。硬度の変化は析出相と深い関係を持つことが図より判り、第一段の硬化は $M_{23}C_6$ carbide の析出後生じていることから主に $M_{23}C_6$ の析出のためと考えられ、第二段の硬化は “X” 相のためと思われる。これに対し M_6C および Laves 相の析出相はあまり硬化を示さないと考えられる。なお、650°C 100 h の一時の硬化は Cb carbo-nitride の範囲にあり、組織および衝撃値の低下から Cb 相が影響しているのであるまいか。

Table 1. Analyses of electrolytic residues from aged alloys.

Specimen No.	Heat treatment	Weight percentage									
		C	N	Cr	Ni	Co	Mo	W	Cb	Fe	Total
No. 1	1300°C×0.5h→O. Q., 900°C×168h	2.85	<0.05	27.13	—	—	38.25	26.78	—	—	95.01
No. 2	1300°C×0.5h→O. Q., “ ”, 900°C×168h	6.69	<0.05	3.14	—	—	0.75	0.66	65.32	—	76.56
		8.12	<0.05	25.72	—	—	7.16	6.03	47.07	—	94.10
No. 3	1300°C×0.5h→O. Q., 900°C×168h	4.38	1.39	40.63	—	—	10.53	9.36	—	—	66.29
No. 7	1300°C×0.5h→O. Q., “ ”, 900°C×3h “ ”, 900°C×50h “ ”, 900°C×168h	4.12	3.00	6.29	—	—	0.91	0.86	60.23	—	75.41
		3.59	2.67	12.85	2.16	3.75	7.43	9.00	43.09	2.64	87.19
		2.96	2.68	19.52	—	—	13.21	9.36	40.98	—	88.71
		2.44	1.83	19.50	—	—	10.26	10.17	40.33	—	84.53

Table 2. Partition of alloying elements between austenite matrix and precipitates.

Specimen No.	Heat treatment	Weight percentage					
		C	N	Cr	Mo	W	Cb
No. 1	1300°C×0.5 h→O. Q., 900°C×168 h	40.4	—	4.7	43.6	31.4	—
No. 2	“ ”	100*	—	3.9	6.4	7.6	100*
No. 3	“ ”	55.4	36.2	3.6	4.9	6.5	—
No. 7	“ ”	52.5	57.4	3.0	10.8	12.0	100*

Note: * = Approximate value.

Table 3. Atomic percentage of precipitates during aging.

Specimen No.	Heat treatment	Atomic percentage						
		C	N	Cr	Mo	W	Cb	Formular
No. 1	1300°C×0.5 h→O. Q., 900°C×168 h	18.2	—	40.0	30.6	11.2	—	$M_{4.5}C$
No. 2	1300°C×0.5 h→O. Q., “ ”, 900°C×168 h	41.8	—	4.5	0.6	0.3	52.8	$M_{1.4}C$
		36.6	—	35.4	5.4	2.4	20.3	$M_{1.7}C$
No. 3	1300°C×0.5 h→O. Q., 900°C×168 h	25.9	7.1	55.6	7.8	3.6	—	$M_{2.3}(C, N)$
No. 7	1300°C×0.5 h→O. Q., “ ”, 900°C×3 h “ ”, 900°C×50 h “ ”, 900°C×168 h	25.6	16.0	9.0	0.7	0.3 ₅	48.4	$M_{1.4}(CN)$
		20.4	13.3	25.5	9.5	5.9	25.5	$M_{2.0}(CN)$
		14.5	12.4	31.2	12.2	4.4	25.2	$M_{2.7}(CN)$
		12.6	8.2	34.7	10.4	5.3	28.8	$M_{3.9}(CN)$

2) 析出相の組成におよぼす Cb, N の影響

No. 1, 2, 3, 7 の試料について得た電解残渣の化学分析値を Table 1 に示し、また各元素の重量%と残渣量より、析出物と地への各元素の配分を Table 2 に示した。さらに溶体化処理後残留する析出物は時効中変化しないとして差し引いた時効により析出した相の各元素の原子率を Table 3 に示す。

(i) 各元素の地および析出物中への分配

Table 2 より次のことが判る。C, N は Cb のみを添加した試料以外は約 50% 程度析出物中に入るが、No. 2 のみはほとんど析出相に含まれる。Cr はいずれの試料も 3~5% 析出相に入るが、配分率の異なる元素は Mo, W で No. 1 の試料は Mo 40%, W 30% 程度析出相に入り他の試料は 5~10 程度である。

(ii) 時効析出相の組成

Table 3 は組成および X 線結果を示す。Cb, N の添加されない No. 1 の試料では Cr が 50% をしめ、残りは Mo, W (2:1) でしめられる。しかし N が添加されると (No. 3) Mo, W の原子率が減少し Cr が増加し、M : C+N の比率は小さくなる。Cb の添加は Mo, W を減少せしめて Cb で置換した原子率を示す。N は相当析出物中に含有されている。No. 1 および No. 7 の試料はおよそ M : C+N の比が $M_{23}C_6$ の比率に近い X 線回折の結果から合わせて No. 1 は $(Cr_{11}Mo_9W_3)_{23}C_6$ 、No. 7 は $(Cr_{10.5}Mo_3W_{1.5})_{23}(C_{0.6}N_{0.4})$ の組成を持つと考えられる。

IV. 結 言

時効硬度分布と析出相との関係より時効現象を明らかにし、さらに化学分析により析出相の組成を推定した。

1) 時効により二段の硬化が認められるが、この硬化は $M_{23}C_6$ および "X" 相によるものと考えられ、 M_6C , Laves 相, Cb, C は硬化にあまり関係しない。

2) 析出相の組成は実用鋼では $(Cr_{10.5}Mo_3W_{1.5})_{23}(C_{0.6}N_{0.5})$ と考えられ "X" 相の組成を示すと思われる。No. 1 の Cb, N を添加しない場合は $(Cr_{11}Mo_9W_3)_{23}C_6$ の組成をもつと考えられた。

(128) 冷間圧延用作業ロールの電子顕微鏡組織 (IV)

Electron-Microstructure of the Working Roll for Cold Rolling (IV)

T. Ando.

東洋鋼板, 下松工場 安藤卓雄

I. 緒 言

第Ⅰ報¹⁾において、冷間圧延用作業ロールの圧延性はロール表面の組織によりことなり、その原因はパーム油などの潤滑剤に対する各組織の濡れ易さがことなるため、したがって潤滑剤を用いて低炭素鋼を圧延する際の摩擦係数に差があるからであるという考えを述べた。

本報告ではロール鋼種を焼入れた後、150°C において各時間焼戻した際の摩擦係数変化をしらべ、また電子顕微鏡によりこれらに対応する組織をしらべ、析出物の電子線廻折による判定をも行つた。

II. 実験の方法および結果

(1) 試料の調製

高周波電気炉により、Table 1 に示す N および C の両試料を熔製した。試料 C は通常の作業ロール鋼種に準ずるもので、試料 N はこれに窒素を添加した鋼種である。

Table 1. Chemical composition (%)

Sample	C	Si	Mn	P	S	Cr	N
N	0.96	0.49	0.43	0.021	0.011	1.67	0.032
C	0.93	0.54	0.43	0.019	0.010	1.59	0.006

鋼塊の重量は 2 kg で、N 添加には窒化 Mn を使用した。鋼塊は約 10 mm 角に鍛造し、球状化焼鈍を行つた後、10×10×20 mm の試片を多数切り出し、850°C×1 h の加熱から油焼入れを行つてマルテンサイト組織とした。

(2) 摩擦係数の測定

前報と同様の方法により²⁾、150°C のパーム油槽中に収めた試片と低炭素鋼との間の摩擦係数をしらべた。保持時間により摩擦係数 μ はいちじるしく変化し、約 10 h のうちに 4 個のピークをしめした後定常状態となる。他の試片を同じく 150°C のパーム油中に加熱しつゝ 30 mn おきに取り出して Vickers 硬度を測定したところ、摩擦係数の変化と同じ傾向をしめす。測定結果は Fig. 1 および Fig. 2 にしめす。C および N の両試料を比較すれば、試料 N の方が摩擦係数のピークも低く、最終の定