

γ 型 Fe-Co-Cr-Ni 基耐熱合金の時効組織

および機械的性質との関連性*

(γ 型耐熱合金の焼戻過程に関する研究—V)

今井勇之進**・増本 健**

As-Aged Structures of the Gamma Type Fe-Co-Cr-Ni Base Heat-Resisting Alloy and Correlation between the as-Aged Structures and the Mechanical Properties.

(Studies on tempering process of γ-type heat-resisting alloys—V)

Yūnoshin IMAI and Tsuyoshi MASUMOTO

Synopsis:

The as-aged structures of an Fe-Co-Cr-Ni base heat-resisting alloy LCN-155 were examined by metallographic methods—both optical and electronic. Mechanical properties at room temperature were then measured and correlated with the as-aged microstructure.

The experimental results obtained were as follows:

In a lower-temperature or shorter-time aging, first of all, $M_{23}C_6$ carbide precipitated at the grain boundaries, resulting in a marked decrease in ductility and there followed formation of very fine nuclei of $M_{23}C_6$ along the cleavage planes within matrix, resulting in a progressive increase of strength and hardness. But in a higher temperature or longer time aging, the dispersion state of the intragranular precipitates which correlated with the mechanical properties was affected with the transition of precipitates. With an alloy which only one-phase ($M_{23}C_6$) precipitated, the intragranular precipitates grew along the cleavage planes and it showed a continuous localized structure. However, with an alloy in which two more phases ($M_{23}C_6$ and X phase) precipitated and transferred from one phase to another ($M_{23}C_6 \rightarrow$ X phase) during aging, the cleavage precipitates was redistributed due to the carbide reaction and it showed a continuous (homogeneous) structure. It was concluded that this redistribution of precipitates due to carbide reaction would cause excellent mechanical properties.

I. 緒 言

前報の研究で析出相と時効硬度との関係, および添加元素の効果を考察した³⁾. すなわち本系合金の時効硬度に関与する析出物は添加元素, Mo, W, Cb, N とは関係なく, いずれの合金でも主として $M_{23}C_6$ 炭化物であつた. しかし Mo, W, N を含む合金では二段硬化が認められた. これは析出相の遷移により生じるもので, 時効初期の硬化は $M_{23}C_6$ 炭化物の析出により, また後期の硬化は次いで現われる X 相の析出により生じる.

本報では焼戻過程中に生じる析出の様相, 特に二段硬化を伴う相の遷移の状態, および添加元素による析出形態, 析出相の形状の変化などを系統的に調べると同時に析出に伴う機械的性質の挙動を考察した.

II. 試料および実験方法

本研究に使用した試料は前報^{1)~4)}までと同じ Table 1 の組成を持つ 8 種であるが, それらのうち特に No. 5~No. 8 を主体とした. 顕微鏡組織の観察は前報²⁾³⁾までの研究で得た析出相図および硬度分布図と関連付けながら, 650° から 950°C までの温度区間を 50°C おきに各時間時効した試料について行なつた. なお組織を調べるに当つて, まず研磨方法および腐食方法を検討した. 研磨方法は正しい組織を観察する上に充分検討されねばならないが, 特に時効における析出初期の状態を調べるために

* 昭和33年10月本会講演大会にて発表

** 東北大学金属材料研究所 工博

Table 1. Chemical compositions.

Number of specimens	Elements (weight %)								
	Cr	Ni	Co	C	N	Mo	W	Cb	Fe
1	19.87	20.10	19.75	0.11	0.011	—	—	—	Bal.
2	20.71	20.01	19.64	0.13	0.012	—	—	0.92	//
3	19.76	20.00	20.26	0.15	0.085	—	—	—	//
4	19.75	20.11	19.90	0.17	0.080	—	—	1.10	//
5	19.23	20.52	10.24	0.15	0.015	3.83	2.56	—	//
6	19.21	19.79	20.37	0.15	0.008	3.25	2.90	0.76	//
7	20.09	19.74	19.92	0.14	0.068	3.75	2.54	—	//
8	19.63	20.24	19.93	0.15	0.060	3.22	2.52	0.90	//

Table 2. Selected etching reagents for heat-resisting alloys.

	Etching reagent	Etching conditions	
		Cold state	Warm state
Acid solutions	Mixed acids-glycerol solu.	Attacked vigorously	—
	Cupric chloride mixed acid solu.	Carbides in relief. Attacked M_6C , X faster than $M_{23}C_6$	Attacked γ
	Acid ferric-chloride solu.	Carbides in relief	Carbides in relief
	Ferri-cyanide acid solu.	"	—
	Hydro-chloric and picric acid solu.	Attacked for longer etching time	—
	Cupric chloric magnesium chloride solu.	Carbides in relief	—
Electrolytes	Cupric chloride ammonium solu.	"	—
	Hydro-fluoric acid solu.	Carbides in relief slightly	—
	Hydro-chloride alcohol solu.	Attacked γ and carbides	—
Alkaline solutions	Chromic acid solu.	"	—
	Oxalic acid solu.	"	—
	Chromic stain etch	Fastly attacked γ and later carbides	—
	Alkaline-permanganate solu.	No effect	Stained carbides (M_6C , X) except $M_{23}C_6$
	Ferri-cyanide alkaline solu.	Stained carbides (M_6C , X) except $M_{23}C_6$	Stained slightly $M_{23}C_6$
Alkaline solutions	Ammonia perhydro-oxide solu.	Stained slightly carbides (M_6C , X)	—
	Permanganate ammonia solu.	Stained carbides (M_6C , X), but slightly $M_{23}C_6$.	—
	Alkaline picric acid	No effect	—

は重要なことである。析出初期の組織は研磨方法によって異つて来る可能性があり、ことにバフ研磨法では表面を流動層が覆うので、細かい変化を知ることが出来ない。そこで本研究ではすべて電解研磨法を採用した。また本合金の腐食液として適当なものを選定するために、十数種の腐食液を検討し、そのうちから最適なものを選び出した。析出形態の観察は二段レプリカ法を用いた電子顕微鏡写真により行なつた。また析出物の形態の観察は前報と同じ電解抽出法によりえた残渣物について行なつた。最後に上記の時効組織、特に析出物の分布状態と機械的性質、すなわち硬度、抗張力、伸び、絞り、衝撃値との関連を調べ、考察を行なつた。

II. 実験結果および考察

1) 腐食液の検討

耐熱鋼の腐食法として一般に Villela 液やクロム酸溶液による電解などが使用されているが、時効組織の検討、特に析出相の区別をするうえに充分なものとはいえないので、耐熱合金用として適当と思われる酸性およびアルカリ性の腐食液を数十種選んで検討した。Table 2 は各腐食液の効果をまとめた結果を示す。すなわち結晶粒界組織や析出組織などの一般用のものとしてはクロム酸 5~10% 水溶液による電解腐食が、また析出組織のみ用のものとしては塩化第二銅酸性水溶液 ($NaNO_2$ 5g, HNO_3

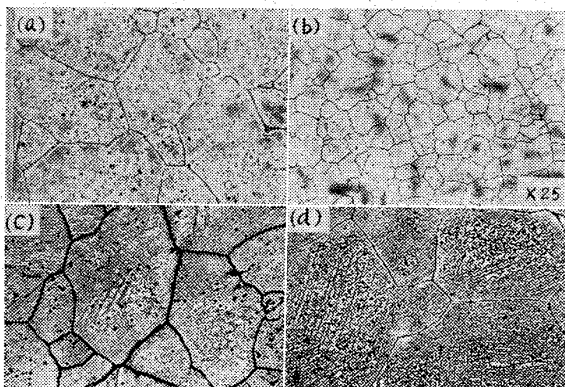
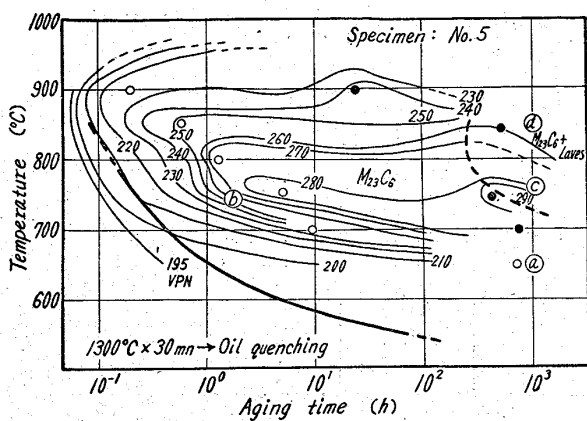


Fig. 1. Microstructures and precipitation diagram of No. 5 alloy as aged. (Etched in cupric chloride mixed acid solution. $\times 100$)

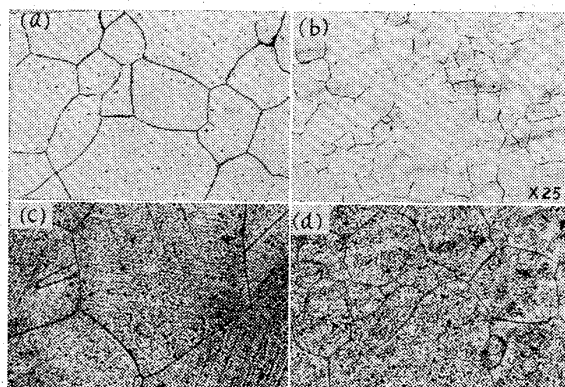
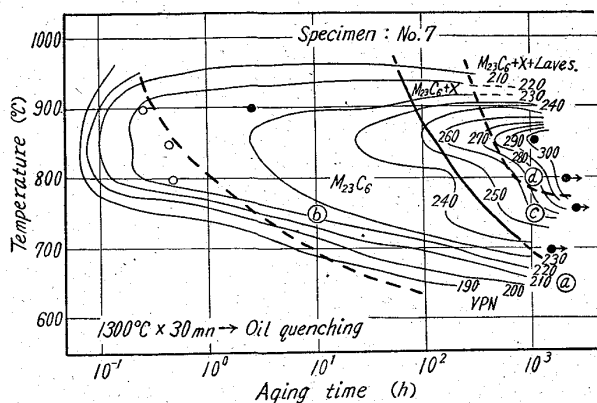


Fig. 3. Microstructures and precipitation diagram of No. 7 alloy as aged. (Etched in cupric-chloride mixed acid solution. $\times 100$)

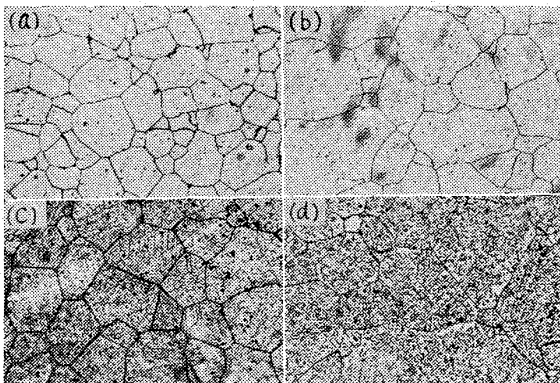
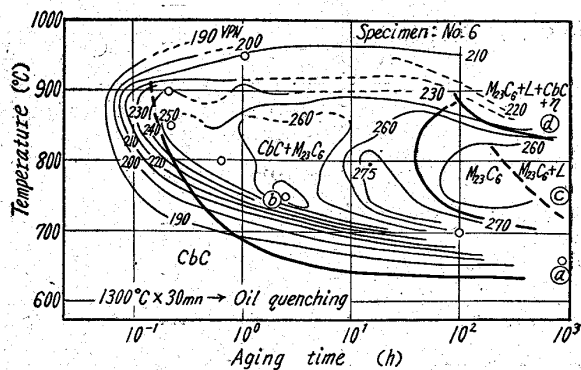


Fig. 2. Microstructures and precipitation diagram of No. 6 alloy as aged. (Etched in cupric-chloride mixed acid solution. $\times 100$)

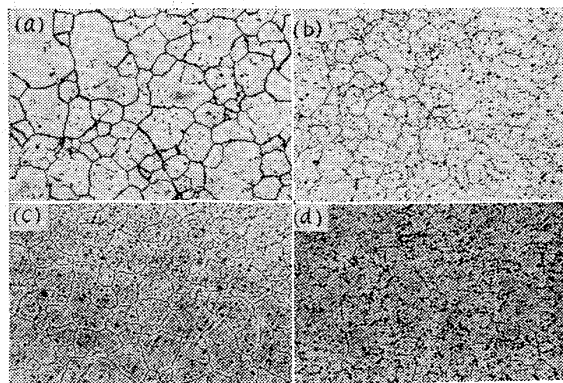
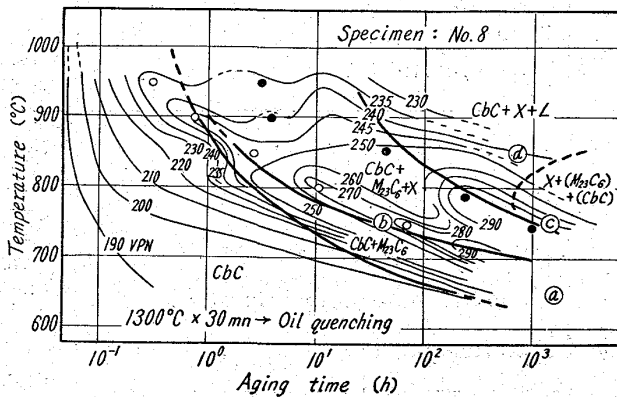


Fig. 4. Microstructures and precipitation diagram of No. 8 alloy as aged. (Etched in cupric-chloride mixed acid solution. $\times 100$)

180cc, HCl 820cc, CuCl₂ 50 g, H₂O 1000cc) が適当である。その他塩化第二鉄-塩酸溶液, シアン化第二鉄-塩酸溶液なども良い結果を示すが腐食性が弱いことから余り適当ではない。また Villela 液は一般の組織に対してよく用いられているが腐食の調節がむずかしく過腐食になりやすい欠点がある。

また析出相を区別するには一般にアルカリ溶液が適当で村上試薬, アルカリ性過マンガン酸溶液が良い結果を示した。すなわち村上試薬の冷液では M₂₃C₆ は着色し難く, M₆C および X 相のみ着色されやすい。しかし温液 (約 50°~60°C) では M₂₃C₆ も着色されやすくなる。なおアルカリ性過マンガン酸溶液は使用上に難点があるが, 冷液では X 相, M₂₃C₆, M₆C とともに着色され難く, 約 60°C の温液では M₆C が約 1 分で, また X 相は約 5 分以上で着色されるので, 析出相の区別に対して良い。その他の析出物としての Cb 化合物は研磨状態で認められ, また Laves 相の金属間化合物はアルカリ溶液では着色されず, 塩化第二銅溶液で腐食されるので容易に判別しうる。

なお研磨液としては過塩素酸-無水酢酸水溶液を用い, 電解条件は約 25 V, 約 0.6 amp/cm² である。

2) 時効組織および組織におよぼす添加元素の効果

Fig. 1~Fig. 4 は No. 5~No. 8 の各試料の時効硬度等高線および析出相図と時効組織との関連を示したものである。

No. 5 の試料の Fig. 1 において a) は 650°C で 1000 h 時効した際の組織で, 粒界および粒内に微細な M₂₃C₆ が析出し, このための硬度の上昇が見られる。750°C 時効ではまず硬化初期で b) のごとくおもに粒界にそつて M₂₃C₆ の析出が認められ, さらに 1000 h の過時効では c) のごとく粒内の壁開面にそつた massive な析出が認められる。また 850°C, 1000 h では一層析出物の成長が見られる。この場合の析出物は M₂₃C₆ および Laves 相であるが, Laves 相は量が非常に少ないので腐食液によつて区別しえなかつた。

Fig. 2 は Cb を含む No. 6 の試料の組織で, この試料では溶体化処理後も Cb 炭化物が残留している。その後 650°C で 1000 h 時効すると a) に示すごとく M₂₃C₆ がおもに粒界に析出する。また 750°C では初期の 2 h で b) に示すごとく粒界に M₂₃C₆ の析出を認めるのみであるが, 最高の時効硬度を示す 1000 h では壁開面にそつて細かい M₂₃C₆ の析出を生じる。d) の 850°C, 800 h の高温長時間時効では Laves 相がおもに粒界に析出し, 粒内の M₂₃C₆ は方向性を失つて凝集する。なお先に報告³⁾したごとく X 線の試験結果では

一次 Cb 炭化物は 750°~850°C 付近の範囲の時効で不安定であることを認めたが, この事実は組織上でも観察され, 750°~850°C の範囲で Cb 炭化物は認められなくなる。

以上のように No. 5 および No. 6 の試料では, 低温あるいは短時間側の硬化初期段階でまず M₂₃C₆ の粒界析出を生じ, その後時効時間とともに粒内にも M₂₃C₆ の析出を (壁開面にそつて) 生じて著しい硬化を与えることがわかる。

Fig. 3 の N を含む No. 7 の試料の場合, やはり 650°C 時効では a) のごとく M₂₃C₆ がまず粒界に析出する。さらに 750°C 時効では 10 h 付近よりまず M₂₃C₆ の粒界析出が起り, その後時効時間とともに粒内に析出を生じ, 1000 h では c) のようにある程度方向性を持つ析出物が粒内に均一に分布する。この粒内析出物はおもに M₂₃C₆ および X 相であり, X 相は時効の後期に現われ, M₂₃C₆ よりも方向性が少い。この組織で最高硬度を示す。さらに 850°C, 1000 h では d) のように方向性を失つて凝集し, おもに X 相の析出組織となる。

実用合金 No. 8 の時効組織は Fig. 4 のようになる。(この試料も No. 6 と同様に未溶解の Cb 炭化物が残留している。) すなわち 650°C, 1000 h 時効では a) に見られるごとく M₂₃C₆ がおもに粒界や双晶境界に析出するが, 750°C 時効では 48 h でまず粒界に M₂₃C₆ が析出したのち, 1000 h で粒界析出物の減少とともに粒内に微細な X 相の析出を生じるようになる。また d) に示す 850°C, 850 h の高温-長時間時効では過時効を起して粒内析の凝集とともに粒界に massive な Laves 相が見られる。Photo. 1 は Laves 相が粒界および粒内に析出している組織を示す。

以上のように No. 7, No. 8 の両試料では No. 5, No. 6 と異つて粒内に M₂₃C₆ に代わつて X 相が析出し, その析出物は方向性が少なく, かつ均一に細かく分散することがわかる。

なお No. 1~No. 4 の試料の組織は No. 5, No. 6 の析出形態と類似している。ただ N を含む No. 3, No. 4 での粒内析出物は非常に細かい。

一般に析出は約 600°~650°C 以上の温度より生じ, Mo, W, Cb, N の有無に関係なく, まず時効初期で M₂₃C₆ の粒界析出を生じ, その後粒内に continuous-localized な析出, すなわち地の壁開面にそつた方向性を持つ析出が生じる。さらに高温-長時間側ではこれらの析出物は凝集して massive な組織になる。しかしこれまでの組織の比較からわかるように, 析出速度や析出形態は Cb あるいは N, ことに N の有無により多少異つている。また Fig. 1~Fig. 4 の析出相図に見られる

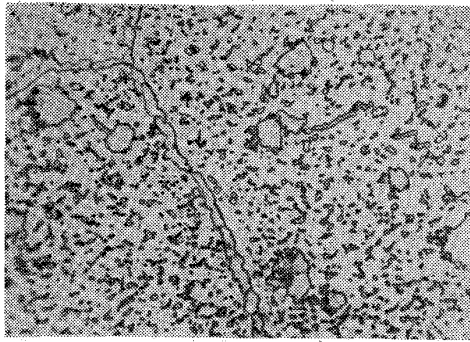


Photo. 1. Microstructure of precipitation of Laves phase in No.8 aged at 850°C for 1000 h. (Etched in cupric-chloride mixed acid solution. ×670)

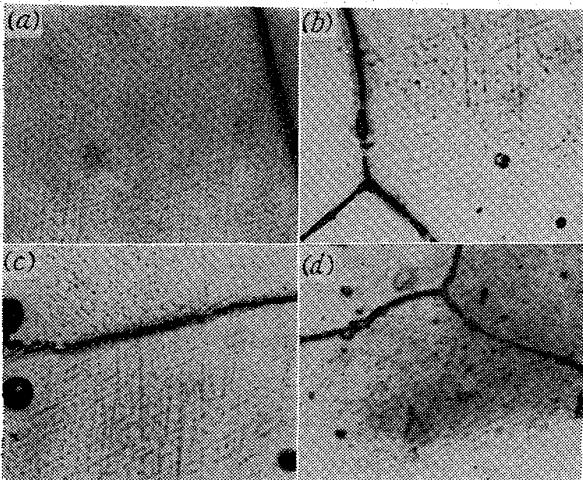


Photo. 2. Micro-structures of very fine intra-granular precipitation of $M_{23}C_6$ of No.5~No.8 alloys aged at 750°C. (Etched electrolytically in cupric acid ×1000.) After 1300°C×0.5 h W. Q.,
 a) No.5: 750°C×1 h 30mn.
 b) No.6: 750°C×2 h.
 c) No.7: 750°C×10 h.
 d) No.8: 750°C×48 h.

ように、No. 5, No. 6の試料では $M_{23}C_6$ が安定であるのに対し、No. 7, No. 8 の試料では高温-長時間側で $M_{23}C_6$ に次いでX相が析出し、二段硬化を生じるが、この炭化物の遷移が組織上に何らかの影響を与えていると考えられる。そこで No. 5 および No. 8 の試料についてさらに詳細に検討した。

例えば 750°C 時効の場合、Fig. 1~Fig. 4の各 b) に示すように硬化初期ではおもに $M_{23}C_6$ の析出を生じる。しかし粒界析出のみではこの硬化を説明し難く、粒内にも析出が生じていると考えられる。そこで電解研磨し、クロム酸-電解腐食したのち、油浸法により倍率をあげ斜光射影を行なつて粒内組織を観察した。Photo. 2は各試料の50°C 時効初期の粒内組織を示す。

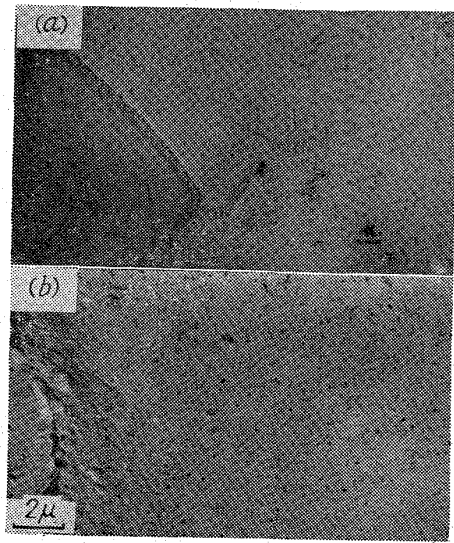


Photo. 3. Microstructures of intra-granular precipitation of No.5 and No.8 as aged at 750°C after solution treatment. (Etched electrolytically in cupric acid.)
 a) No.5: 750°C×3 h. b) No.8: 750°C×80 h.

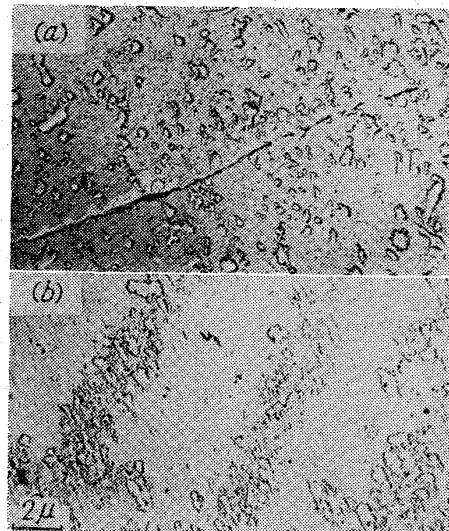


Photo. 4. Microstructures of intra-granular precipitation of No.5 and No.8 as aged at 750°C for 1000 h after solution treatment. (Etched electrolytically in cupric acid.)

すなわち各試料とも(試料により析出時間が異つている。)粒内のオーステナイトの壁開面に coherent な析出核が認められる。この核はすべての場合、 $M_{23}C_6$ と考えられる。その後さらに時効した組織の電子顕微鏡写真を Photo. 3 に示す。すなわち No.5 では明らかに壁開面にそつた約 0.1μ 程度の析出核が認められるが、一方 No.8 では壁開面にそつた方向性のある約 0.1μ の析出物のほかに約 0.01μ 程度の非常に細かい均一な析出が生じ、No.5 より continuous な析出形態を示している。その後時効が進むにつれてしだいに析出核の凝集が生じ、その数も減少するが、この長時間時効側で試

料により析出形態が異ってくる。Photo. 4は 750°C で 1000 h 時効した No. 5 および No. 8 の組織を示す。No. 5 の試料では、Fig. 1 (c) の低倍率写真であたかも $M_{23}C_6$ が壁開面にそつて針状に発達しているように見えたのを拡大するとPhoto. 4(a)のように層状に析出物が集合した、いわゆる壁開面に対して localized な形態を示している。この傾向は No. 6 の試料でも同様である。一方 No. 8 の試料ではPhoto. 4(b)のように明らかに核内に均一に分布した continuous な形態を示す。この傾向は No. 7 の試料でも同様である。なおこの析出物は X 相である。

以上のように Cb, N, ことに N の添加により析出形態が明らかに異り、N を含む場合、粒内析出は continuous になる。このような組織におよぼす効果の原因については、およそ次の点が考えられる。

i) 地に固溶した N が、間接的に核発生に作用する。
ii) N が固溶した析出物あるいは窒化物として直接核発生に作用する。

iii) 炭化物反応により核発生が影響される。

No. 1 ~ No. 4 の Mo, W を含まぬ試料ではすべて $M_{23}C_6$ のみが析出するが、N を含む試料ではその分布状態が非常に細かい。これは地に固溶した N の効果と考えられるが、しかし析出形態は他の試料と大差が無い。それゆえに i) の原因によりPhoto. 4のような析出形態が生じたとは思われない。また No. 7 および No. 8 の試料に析出する X 相は carbonitride⁵⁾ であるから、ii) の原因とも考えられるが、しかし後報⁶⁾ するように X 相のみ析出する試料ではかかる continuous な析出形態を示さないから ii) の可能性も少い。ここで最も可能性があるのは iii) の原因の場合である。確かに No. 7 および No. 8 の試料を 750°C で時効すると初期に析出した $M_{23}C_6$ は方向性を持つているが、後期に析出する X 相は均一な分布をなしている。すなわち Photo. 4 の析出形態の相違を次のように説明し得る。

初期に析出する $M_{23}C_6$ はPhoto. 2に示すように壁開面にそつて核を形成するが、もし $M_{23}C_6$ が安定相の場合は、その核を中心に発達するのでPhoto. 4(a)のように discontinuous な析出形態となる。しかし $M_{23}C_6$ の析出後新たな化合物が析出する場合 (炭化物反応)、析出しやすい potential energy の高い部分、すなわち粒界、双晶境界、壁開面などはすでに $M_{23}C_6$ の核により失われているために、母地に均一に析出し、そのため continuous な形態をとるものと考えられる。

またこのような考察により No. 7, 8 の試料の硬度曲線に見られる二段変化、特に第二段の硬化が著しいこと

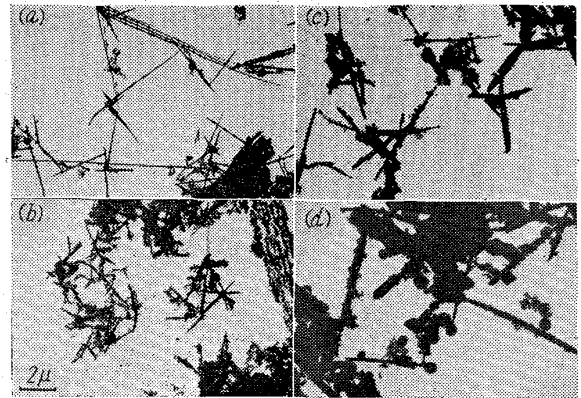


Photo. 5. Shapes of precipitates in electrolytically extracted residues from No. 8 as aged at 750°C.

- a) 750°C × 4 h after 1300°C × 0.5 h, W.Q.
- b) 750°C × 50 h after 1300°C × 0.5 h, W.Q.
- c) 750°C × 600 h after 1300°C × 0.5 h, W.Q.
- d) 750°C × 2500 h after 1300°C × 0.5 h, W.Q.

に対しても充分説明することが出来る。

3) 電子顕微鏡により観察した析出物の形状

Photo. 5 は 750°C で時効した No. 8 の試料中の析出物の形状を示す。a) は 750°C, 4 h 時効した時の析出物で、ある核を中心に細く板状に伸びている。これは粒界などに析出した炭化物を中心に粒内の壁開面にそつて伸びたものと考えられ、 $M_{23}C_6$ 炭化物である。b) は 50 h の場合で細かい X 相の針状晶が多くなる。さらに 600 h と時効が進むにつれて、この針状晶は太く、長く発達し、c) のようになる。その後 2500 h になると X 相は著しく大きくなると同時に球状化が認められるようになる。これは X 相が不安定となり再溶解する前兆とも考えられるが、この本性については不明である。以上のように No. 8 では $M_{23}C_6$ の板状晶からしだいに X 相の針状晶に変化することが判る。Photo. 6 a) の大きい球状晶は 750°C で 50 h 時効した No. 8 の残渣中に認められたもので、この大きい球状晶は溶体化処理後未溶解で残留した CbC と考えられるが、さらにこれを核として $M_{23}C_6$ が地の壁開面にそつて細長く発達したと思われる板状晶が見られる。これは前述したように CbC が 750°C 付近で不安定であることを示すものかもしれない。b) は 850°C, 1000 h で時効した際粒界に生じた Laves 相と思われる残渣物である。なお c) は No. 5 を 750°C, 1000 h 時効した際の $M_{23}C_6$ 炭化物で、細長い板状晶である。この $M_{23}C_6$ の形状は明らかに X 相のものとは異なる。この $M_{23}C_6$ の板状晶は時効時間とともにしだいにくびれて数個の球状晶に分離する。

4) 時効過程と機械的性質との関係

前に時効反応により析出の形態が異なることを述べたが

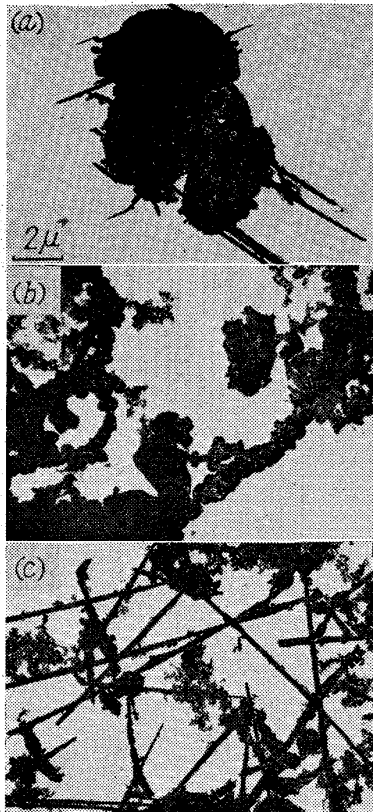


Photo. 6. Shapes of precipitates in electrolytically extracted residues from No. 5 and No. 8 as aged at 750°C.

- a) No. 8: 750°C × 50 h after 1300°C × 0.5 h, W.Q.
 b) No. 8: 850°C × 1000 h after 1300°C × 0.5 h, W.Q.
 c) No. 5: 750°C × 1000 h after 1300°C × 0.5 h, W.Q.

時効過程により機械的性質がどのように変化するか、特に析出の形態との関連性が考えられるので、 $M_{23}C_6$ 安定合金の No. 5、および $M_{23}C_6 \rightarrow X$ 相の炭化物反応を生ずる合金 No. 8 について常温の機械的試験を行なった。Fig. 5, 6 は 750°C 時効での No. 5 および No. 8 の結果を示す。Fig. 5 の No. 5 の試料では 750°C で時効すると、約 10 h から硬度、抗張力が増加し、逆に伸び、絞り、衝撃値が減少する。特に衝撃値の減少が著しい。しかしその後硬度は一定となり、抗張力は約 90 kg/mm² を最高としてその後減少する。また伸び、絞りは約 20 h 付近に最低値を示したのち再び回復するが、しかしその量は少なく、いずれも脆性破面を示している。これに対し Fig. 6 の No. 8 の試料では、硬度に二段の変化を生じ、第一段の山の 100 h 付近で衝撃値、伸び、絞りは最低値を示すが、抗張力はほとんど変わらない。しかし第二段の硬化を生じる範囲で抗張力が約 80 より 100 kg/mm² まで増加するとともに、さらに伸び、絞り、衝撃値が再び回復する。この各試料の破断面を観察すると約 100 h 付近では脆性破面を示すが、その後時効とともに再び緻密な靱性破面を示すようになる。

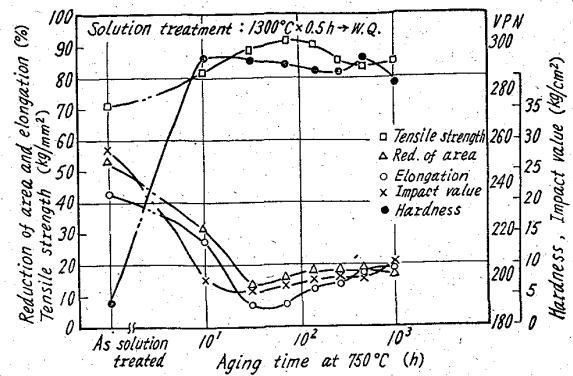


Fig. 5. Relation between mechanical properties at room temperature and aging time at 750°C. (Specimen: No. 5)

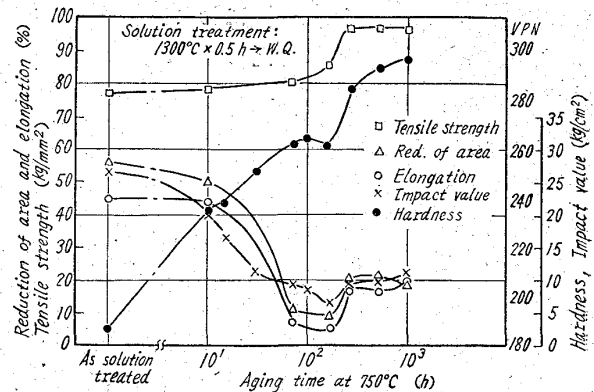


Fig. 6. Relation between mechanical properties at room temperature and aging time at 750°C. (Specimen: No. 8)

一般には Fig. 5 のように抗張力、硬度の上昇とともに伸び、絞りが減少し、析出物の凝集とともに抗張力、硬度が低下して伸び、絞りが回復するのが普通である。しかし Fig. 6 のように長時間側で抗張力、硬度が増加するとともに靱性を示すようになるには何らかの原因があるためと考えられる。前に組織について述べたが、この合金では炭化物反応を生じ、約 50 h 付近より X 相が析出するが、この析出は粒内に continuous な分布を示すので機械的性質に良い効果を持つであろう。すなわち初期の脆化は $M_{23}C_6$ が粒界に析出するためであるがその後時効とともに $M_{23}C_6 \rightarrow X$ 相の炭化物反応が起り粒内に X 相が析出し始めると、粒界の $M_{23}C_6$ は減少し凝集するために再び靱性を取り戻し、しかも X 相の析出により抗張力が増加する。しかし No. 5 のように $M_{23}C_6$ のみが安定な合金では、粒界析出による脆化後、粒内にも $M_{23}C_6$ が析出し、抗張力が増加するが、単一相のために粒界析出はそのまま残るので靱性の回復が無いと考えられる。この考察は組織の観察によつて確認することが出来た。

以上の結果から炭化物反応を生じる合金と、単一相の安定な合金とでは時効中の機械的特性が異なり、前者の合金の方が耐熱材料として優秀であると考えられる。またこれらの結果は LCN-155 合金の時効性が良いという結果²⁾⁷⁾を証明するものであり、さらに LCN-155 合金の機械的特性が熱処理により著しく左右される⁸⁾⁹⁾原因にもなっていると思われる。実際に LCN-155 合金を時効して使用する場合、低温-短時間時効は強度および靱性の点から望ましくなく、なるべく X 相の析出する初期の範囲で使用するべきものと考えられる。なお高温強度と組織との関係については別報する予定である。

IV. 結 言

γ 型 Fe-Co-Cr-Ni 基耐熱合金, LCN-155 の時効組織および機械的性質との関連性を調べた次のおもな結果を得た。

1. 低温あるいは短時間側の時効初期には Cb, N, Mo, W の有無に関係なく、まず粒界に選択的に $M_{23}C_6$ 炭化物が析出し、その後粒内の壁開面に coherent 状態の微細な $M_{23}C_6$ の析出核が発生する。しかしその粒界および粒内への析出速度は特に N の有無に影響され、N により著しく遅くなる。強度に関係する粒内析出の形態はおもに添加元素の有無により生ずる析出物の遷移により変化する。すなわち単一相が析出する合金では壁開面にそつた方位性を示す、いわゆる continuous-localized な形態を生じるが、二つ以上の析出物の遷移を生ずる合金では、初期時効で一度壁開面に localized な析出を生じた後、炭化物反応により再分布して conti-

nuous な形態を与える。

2. 時効初期の粒界析出は靱性を急激に低下せしめる。単一相が析出する合金では粒内析出とともに抗張力、硬度が著しく増加するが、さらに長時間側では抗張力、硬度の低下とともに靱性が回復する。一方炭化物反応を生ずる合金では初期の脆化後、炭化物の遷移により抗張力、硬度が上昇するとともに靱性も回復する。

3. 本実験結果から LCN-155 合金の高温強度の優秀性は $M_{23}C_6$ に次いで析出する X 相の析出形態が continuous な分布を示すため、この原因は炭化物反応による相の再分配にあると考えられる。

実際使用の際には低温時効をさけ、X 相の安定に析出する温度範囲で使用する事が望ましいと考えられる。

なお最後に本研究は文部省科学研究費交付金により行われたことを付記する。(昭和36年9月寄稿)

文 献

- 1) 今井, 増本: 鉄と鋼, 47 (1961) 2, p. 139~145
- 2) 今井, 増本: 鉄と鋼, 47(1961)10, p.1607~1613
- 3) 今井, 増本: 鉄と鋼, 47(1961)11, p.1689~1696
- 4) 今井, 増本: 鉄と鋼, 47(1961)14, p.1903~1911
- 5) 今井, 増本: 鉄と鋼, 45 (1959) 3, p. 387~389 (講演大要)
- 6) 今井, 増本: 鉄と鋼, 45 (1959) 3, p. 389~392 (講演大要)
- 7) 出口: 鉄と鋼, 40 (1954) 12, p. 1119~1127
- 8) J. W. FREEMAN, E. E. REYNOLD and A. E. WHITE: NACA Technical Note, No. 1867 (1949)
- 9) J. W. FREEMAN, E. E. REYNOLD and A. E. WHITE: NACA Technical Note, No. 1940 (1950)