

をやや増大する傾向を示すがほとんど大差ない。

文 献

(昭和 29 年 11 月寄稿)

1) ASM Metals Handbook 1948 p. 489

## 耐熱鋼の研究(VIII)\*

(16-25-6 合金の析出物の固溶体化現象に就いて)

浅野栄一郎\*\*

### STUDY ON HEAT-RESISTING STEEL (VIII)

*Eiichiro Asano*

#### Synopsis:

The precipitation phenomena of Timken 16-25-6 alloy, the heat resisting steel for gas turbine, have already been reported in this journal. The effect of solution-treatment was studied and reported in relation to aging in (I) and (VI) of this series. In this report, the solution phenomena of precipitated particles were researched. There were nine kinds of samples, each having different amounts of C, Mo, and N contents, including the standard 16-25-6 alloy. For the purpose of studying the influence of varied contents of added elements on solution-treatment, eight groups were made by various combination of the nine samples. (see Table 1)

Before solution-treatment, which is the purpose of this reports, all samples were treated to finish or almost finish the precipitation in two ways (A) and (B). In (A), samples were heated at a rather high temperature (ex. 950°C, 900°C, and 850°C etc.) for more than several hours respectively after usual solution-treatment (1150°C×1h), and then kept at 700°C more than 100 hours. This meant the coagulating of precipitated particles, besides finishing the usual precipitation. In (B), samples were aged at 800°C for from 100 hours to 150 hours after usual solution-treatment. (B) meant the samples got stable high hardness and general precipitation more or less by aging. Samples, treated in (A) way, were heated at three grades of temperature 1000°C, 1150°C, and 1230°C for 2 hours respectively for solution-treatment. Samples, treated in (B) way, were heated at three grades of temperature, 1000°C, 1100°C, and 1200°C for from 10 minutes to 7.5 hours. All samples, which were solution-treated in each temperature and time, were tested by Vickers hardness tester and observed through microscope to study the dissolving phenomena of precipitated particles.

In (A), the precipitated particles were not yet dissolved by heating at 1000°C for 2 hours, but dissolved at 1150°C and annealing twins were observed. When the samples were heated at 1230°C annealing twins were easily seen and grain coarsening was also observed.

In (B), the softening of hardness by heating was almost parallel with the dissolving phenomena of precipitated particles. Some samples showed that the heating temperature 1000°C was not enough for solution-treatment of precipitated particles. The process of dissolving of precipitated particles was clearly observed during heating at 1100°C. The temperature 1200°C was too high to watch the process, because solution-treatment finished and annealing twins appeared after 10 minutes heating. The effect of C, Mo, and N content in 16-25-6 alloy on solution-treatment was also discussed. The samples of low carbon showed rather low hardness at both aged condition and solution-treated condition. More Mo samples meant more difficulties than with the low Mo samples. N showed similar influence with Mo, except the samples denitrogenized by the addition of Ti. In this report, the particles which were

\* 昭和 29 年秋期大会にて発表 \*\* 東都製鋼 K.K. 技術部

precipitated artificially were dissolved for the purpose of test, so that the conclusion from this data can not always be applied to the case of practical solution-treatment under factory conditions.

## I. 結 論

ガスタービン用耐熱鋼 Timken 16-25-6 合金の性質については、既に本誌上に報告した。特にその析出現象に関連した固溶体化処理の問題は (I)<sup>1)</sup> 報及び (VI)<sup>2)</sup> 報にて触れたが、此等は何れも析出現象に及ぼす固溶体化処理の影響を扱ったものである。本報では、16-25-6 合金の析出物の溶体化現象について実験を試みた。一般に、固溶体化処理の目的は、造塊、熱間加工等の工程途上に現われた析出物を溶け込ませて、その後の析出硬化を効果的たらしめ、一方では高温の加熱によつて材質の均一化をはかる事にある。

本報に於ける溶体化現象は、人工的に特に析出させた析出物の溶体化なので製造工程上の実際の固溶体化加熱処理とは多少条件が異なることになり、実験結果がそのまま実際の固溶体化処理の必要条件と必ずしも一致する事にはならないが、本鋼種の析出現象の研究の一環として溶体化現象の調査を行った。

### 試料と実験方法

実験に用いた試料は、前回迄の #B4, #B5, #B9, #B10 に加えて、新たに溶製した数種の試料を加えて 9 種の成分のものを使った。即ち、16-25-6 合金の標準成分の他に C, Mo, N 量を夫々多少ずつ変化させて、此等添加元素の影響をも併わせて調べた。前回迄に使用した #B 記号の試料では、高周波電気炉で 6kg ずつ溶製し、熱間鍛造したものであつたが、今回追加した #C 記号のものは 140g ずつ高周波溶解し、10mm 角に熱間鍛造した。

上述の C, Mo, N 量の異つた 9 種の試料により、成分量の変化による影響を調べる為に、此等の試料を組合わせて A~H 迄の 8 グループに分類した。Table 1 に示す如く、グループ A, B は N, Mo 量の夫々の成分に於ける C 量の影響、グループ C~E は N, C 量の夫々の条件に於ける Mo 量の影響、グループ F~H は N の影響を示すものである。尚、脱 N は、前回迄の例と同じく Ti を使用しており、Ti の影響が多少含まれていると思われる。

析出物の溶体化を調べるに當つて、その析出状態の問題があり、本実験では次の 2 種の人工的析出状態を作つた。即ち、

(A) 通常の固溶体化処理 1150°C × 1h の加熱後これを 950°C に迄徐冷後、950°C, 900°C, 850°C, 800°C 等に於いて夫々各数時間ずつ加熱しながら 700°C 迄ゆつくり温度を下げ、更に 700°C にて 100h 以上保つて析出をほぼ完了させた。以下、此の処理を析出完了処理と呼ぶ。

(B) 通常の固溶体化処理後、800°C にて 100~150h 時効せしめて、析出硬化を行わせる。この処理によると前報迄の実験結果では何れの試料も比較的安定な高硬度に到達する。以下この処理を便宜上 (A) と分けて時効硬化処理と呼ぶことにする。

此等 (A) (B) の 2 種の析出状態の試料について溶体化処理を行った。(A) に於いては 1000°C, 1150°C, 1230°C の各温度で 2h ずつ加熱し、(B) では 1000°C, 1100°C, 1200°C の 3 種の温度で 10mn~3h~7.5h にわたつて溶体化加熱を行い析出物の固溶体化の状態をヴィツカース硬度及び顕微鏡組織によつて調べた。1000°C という温度は、溶体化には少々不十分な、亦 1100°C は溶体化に適当なそして 1200°C は充分過ぎる程度の温度という目標で選んだものである。

## III. 実験結果及び考察

### (A) 析出完了処理をした試料の場合

前記の析出完了処理後の試料は、長時間加熱の為に、硬度の点では析出の最高硬度の時期を既に過ぎて、可成り低い値を示す。その組織は、一応析出し終つた析出物の粒が更に凝集して球状の析出物となり、粒界に於いても凝集した析出物が鎖状に認められる様になつている。尚この種の状態の試料についての微少硬度に関しては、第 (VI)<sup>2)</sup> 報に報告した。此等の試料を 3 種の温度 1000°C, 1150°C, 1230°C で 2h ずつ加熱した場合の硬度の軟化状態は Fig 1 (a)~(h) に示してある。これを全般的に見ると、1000°C × 2h では殆んど軟化が認められず 1150°C × 2h では軟化量は相当大きく、1230°C では軟化が最も著しい。又、これを顕微鏡組織上より観察すると、1000°C × 2h では硬度が余り下らぬと同様に析出物の量にも大した減少が認められず、凝集した球状の析出物のサイズが多少小さくなつてくる程度である。1150°C × 2h の加熱では、析出物は殆んど完全に溶体化し、結晶粒も多少成長し、焼鈍双晶が現われてくる。更に 1230°C × 2h では結晶粒は一層粗大化し、焼鈍双晶が著しくな

Table 1.

Group	Sample	C%	Mo%	N%	Ni%	Cr%	Si%	Mn%	Fe%
A	B 9	0.03	6.82	denitrolized	25.66	18.15	0.99	1.21	Balance
	C 1	0.14	5.91	"	23.62	16.89	1.09	1.28	"
B	B 5	0.05	6.36	0.11	24.32	17.70	0.76	1.38	"
	C 4	0.15	6.01	0.11	24.53	16.65	1.06	1.30	"
C	B 9	0.03	6.82	denitrolized	25.66	18.15	0.99	1.21	"
	C20	0.07	5.26	"	25.21	17.44	0.72	1.36	"
D	B10	0.02	6.29	0.04	24.12	17.43	0.74	1.32	"
	C21	0.09	5.53	0.04	25.64	17.15	0.71	1.33	"
E	B 5	0.05	6.36	0.10	24.32	17.70	0.76	1.38	"
	C18	0.05	5.23	0.10	25.32	17.67	0.75	1.27	"
F	B 4	0.10	5.89	0.16	24.82	16.00	0.54	1.24	"
	B 5	0.05	6.39	0.11	24.32	17.70	0.76	1.38	"
	B10	0.02	6.29	0.04	24.12	17.43	0.74	1.32	"
	B 9	0.03	6.82	denitrolized	25.66	18.15	0.99	1.21	"
G	C 4	0.15	6.01	0.12	24.53	16.65	1.06	1.30	"
	C 1	0.14	5.91	denitrolized	23.62	16.89	1.09	1.28	"
H	C18	0.05	5.23	0.10	25.32	17.67	0.75	1.27	"
	C21	0.09	5.53	0.04	25.64	17.15	0.71	1.33	"
	C20	0.09	5.26	denitrolized	25.12	17.44	0.72	1.36	"

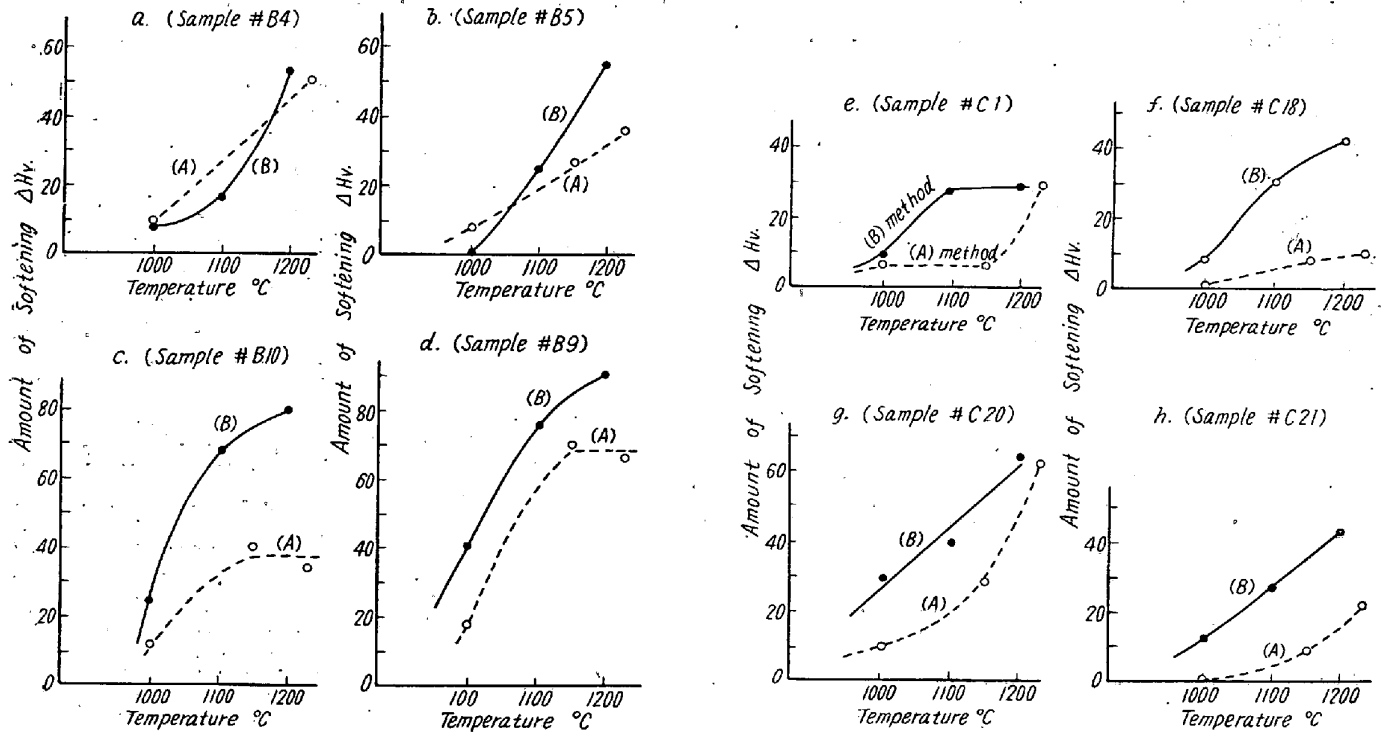


Fig. 1.

る。

以上の傾向は、各試料共大体似ているが、その程度は試料の成分（ここでは C, Mo, N 量）によつて相違することが硬度、顕微鏡組織の上にも認められる。詳しい相違点は (B) に譲るとして、ここでは全般的に考察を加えるに留める。C 量が溶体化に及ばず影響は析出完了処理後は低 C の方が硬度は高いが、加熱による軟化はその量及び温度上昇による軟化の増大量共に低 C の方が著しい。Mo については Mo 量が多い方が、析出完了処理後の硬度が少々高いが、溶体化後は何れもほぼ同じ硬度

に達する。N 量の影響については、析出完了処理後の硬度は Ti で脱 N したものが最高なるも他の N 含有量 0.16%N, 0.11%N, 0.04%N ではこの順で低くなる。加熱による軟化は、脱 N したものが著しいが、その他は大差ない。

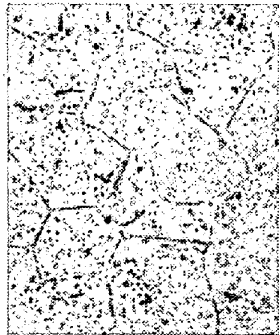
(B) 析出硬化処理 (800°C × 100~150h) をした試料の場合

(1) 全般的傾向

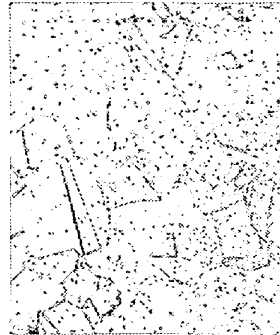
800°C × 100~150h 時効せしめて、析出の安定高硬度に達した此等の試料を 1000°C, 1100°C, 1200°C にて



Sample # B4  
800°C × 150h age  
1100°C × 10mn  
×400 (1/2 contracted)  
Photo. 1.



Sample # B5  
800°C × 150h age  
1100°C × 10mn  
×400 (1/2 contracted)  
Photo. 2.



Sample # B5  
800°C × 150h age  
1200°C × 3h  
×400 (1/2 contracted)  
Photo. 3.

×5h の加熱では析出物が溶け込むものと溶け込まぬものがあり、軟化するものでは組織にも溶体化が見られるが、軟化しないものでは溶体化も認められない。1100°C の加熱では順次析出物の溶体化が認められるが、1200°C では 10mn にして既に析出物の殆んどが溶け込んでしまい、焼鈍双晶が現われ、加熱時間の増加に伴って結晶粒の粗大化が目立つてくる。

10mn から 7.5h 迄加熱し析出物を固溶化せしめた際の軟化状態を Fig 2~10 に示す。全般的な傾向としては硬度の低下と析出物の溶体化とはほぼ併行して行われる。但し、Ti で脱 N した試料では硬度上では軟化しても、溶体化が余り認められないものが多い。1000°C

直後では全面に析出物が分布し、且つ凝集していた(第(VI)報顕微鏡写真参照<sup>4)</sup>)ものが、溶体化加熱によって、まず粒内の析出物から溶け込み始め、析出物の大きさも次第に細つてくる。Photo. 1 は、試料 # B4 を時効後 1100°C × 10mn 加熱したものの顕微鏡組織である。

溶体化の順としては、初めの時効

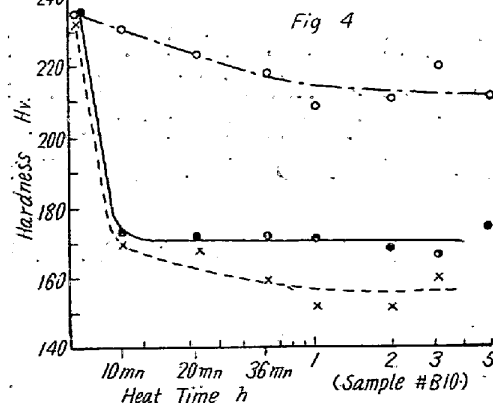
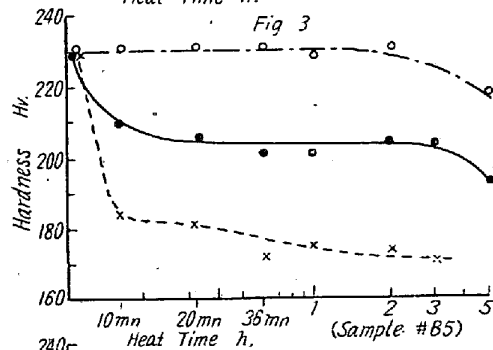
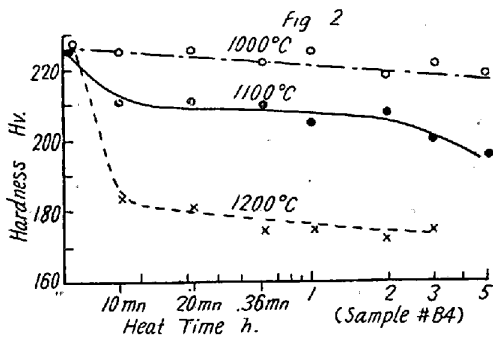


Fig. 2.~4.

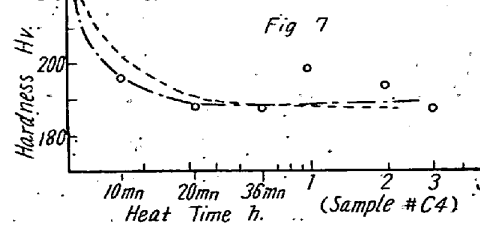
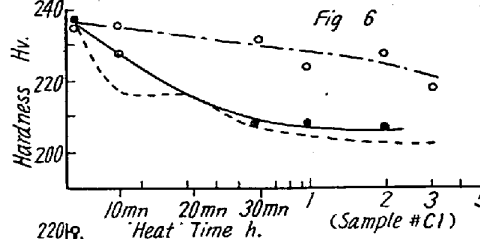
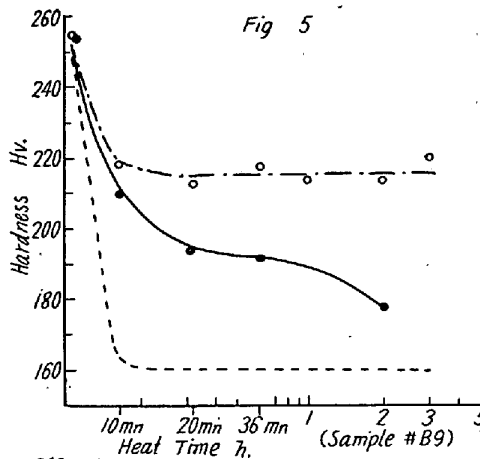


Fig. 5.~7.

料で認められた。Photo 3 は焼鈍双晶の例で試料 # B 5 を 1200°C × 3h 加熱した場合の組織である。

Photo. 2 はこれにより多少溶体化が進んだ状態の例で、試料は # B5 である。尚、この加熱時間も 1100°C × 10mn ではあるが試料が異なるので溶体化の進行程度も違ったものである。粒内の析出物が大部分溶体化する前後から粒界に鎖状に現われた析出物が溶け込み始めるが、粒界の溶体化はどうしても粒内より遅れ勝ちである。粒界の析出物の溶体化が始まる頃から、加熱温度、試料にもよるが焼鈍双晶が現われ始める。これらの溶体化現象が、加熱時間の増加と共に徐々に組織上に現われてくるのは 1100°C の場合で、1000°C では低温に過ぎ、1200°C では高温に過ぎる。焼鈍双晶は 1200°C に加熱した場合に特に著しく、全部の試

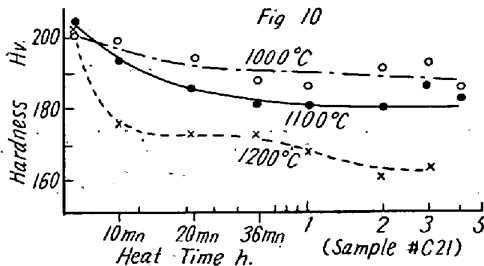
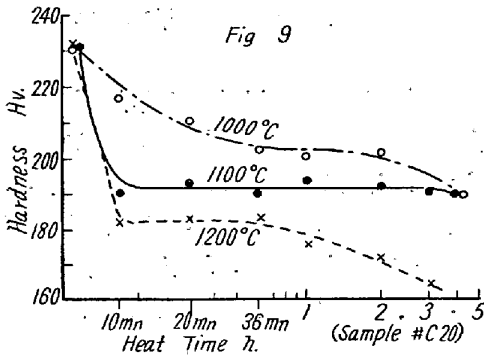
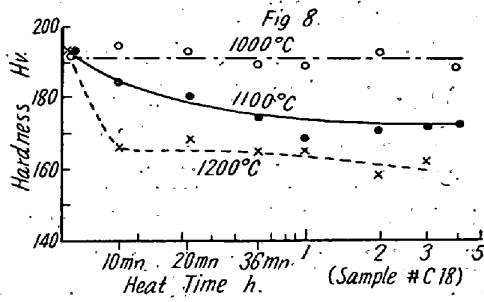


Fig. 8.~10.

(2) グループ別による成分の影響の比較

前記のA~Hの8グループについて Fig. 2~8 迄の結果及び夫々の顕微鏡組織を比較して C, Mo, N の含有成分の影響を検討すると次の如くなる。

Group A: [試料 # B9 (Fig. 5) と # C1 (Fig. 6) と C量に関して比較]

850°C × 150h 時効後の組織は低 C の方が硬度が高く析出物は全面的に多量に分布して、その大いさも細かい。つまり C 量が高い方が凝集程度が高く、個々の析出物の大いさが大きくなる。これに 1000°C × 5h 加熱を行うと何れも組織上では析出物の溶体化は認められないが、硬度は下り特に低 C の場合に著しい。C 量の高い方では 1100°C × 2h でも未だ溶体化は余り見られないが 1200°C × 3h では何れも殆んど溶体化し、焼鈍双晶が現われる。

尚、Group B も大体 A と同じ様な傾向を示す。

Group C: [試料 # B9 (Fig. 5) と # C20 (Fig. 9) と C量に関して比較]

時効後の組織は、高 Mo の方が低 Mo より析出物の

量は多少多い: 1000°C × 5h の加熱で、低 Mo (# C20) の方は析出物が殆んど溶体化するが、高 Mo (# B9) の方では未だ溶体化していない。1100°C × 5h では何れも溶体化が漸進し、1200°C × 20mn では析出物は殆んど溶け込み焼鈍双晶が出る。

Group D: [試料 # B10 (Fig. 4) と # C21 (Fig. 10) と Mo 量に関して比較]

時効後の組織は、高 Mo (# B10) の方が析出量が多く、析出物は一面に分布して硬度も高い。これは Group C と同じである。

1000°C × 5h の加熱では、高 Mo の方は硬度が下り析出物の量も減るが低 Mo の方ではこれが夫程著しくなく、その結果 1000°C × 5h の加熱後は、高 Mo (# B10)、低 Mo (# C21) 共にほぼ同量の析出物を示す。1100°C × 10mn では共に粒内から溶体化を起し、析出物は多少減少し、凝集していた各析出物は一部溶体化によってそのサイズが小さくなる。1100°C × 20mn 以後では低 Mo の方が溶体化の進捗が大きくなってくる。

1200°C × 10mn の加熱では何れも溶体化が行われ、焼鈍双晶が認められる。

Group E: [試料 # B5 (Fig. 3) と # C18 (Fig. 8) と Mo 量に関して比較]

Mo 量の多い方 (# B5) は時効後に析出物が一面に均一分布しているのに対し Mo の低い方 (# C18) では析出量が少々少く、分布は不均一である。1000°C × 5h の加熱では両者共殆んど軟化を示さず組織の変化も認められない。1100°C × 10mn の加熱では高 Mo (# B5) の方は溶体化が多少進んで粒内析出物の量が減少し、凝集していた析出物の大いさも少々小さくなる程度である (Photo. 2) のに対し、Mo の少ない方 (# C18) では溶体化の度合が大で析出物は一部を残して大部分溶け込んでいる。1100°C × 20mn となると高 Mo の方は溶体化が僅か進むが 10mn の時とは大差ないのに比し、低 Mo の方では 20mn にして僅かながら焼鈍双晶が認められる。更に 1100°C × 5h の加熱でも高 Mo (# B5) の方では未だ析出物が多少残り、焼鈍双晶も見られなかつた。結晶粒の大いさは、# B5 では 1100°C × 5h 迄は殆んど変化がなく、7.5h で僅かの粗大化が見られるのに対し、# C18 では 1100°C × 10~20mn で多少の粗大化があり、夫以後は 7.5h 迄余り変化していない。1200°C の加熱では、何れも 10mn 後に析出物は殆んど溶け込み、僅かながら焼鈍双晶も現われ、時間の増加と共にそれが一層顕著となる。

Group F: [試料 # B4 (Fig. 2), # B5 (Fig. 3),

# B10(Fig. 4) 及び # B9(Fig. 5) と N 量  
 に関して比較]

時効後の組織は Ti で脱 N した # B9 が激しい析出を示す以外は N の含有量 0.16%, 0.11%, 0.04% にかかわらず余り差はない。1000°C の加熱では N 0.16% (# B4), N 0.11% (# B5) では殆んど軟化せず組織の変化もないが N 0.04% (# B10) では多少の軟化が現われ、析出物も少々溶け込んでくる。1100°C × 10mn の加熱では、何れの試料も多少づつ溶体化するが (Photo 1 及び 2) その溶体化量は N 0.16%, 0.11%, 0.04% の順で多くなり、20mn となると全般に溶体化が更に進むので上記の順に差が一層明らかについてくる。1100°C の加熱では N 0.16% のものの溶体化が最も遅いようである。1200°C では 10mn にして何れも溶体化が殆んど終り、焼鈍双晶が認められ始める (Photo. 3), 尚、Ti で脱 N した # B9 の組織の変化は Group A 中にて説明した。Group G は F の場合とほぼ同じような傾向を示す。

Group H: [試料 # C18(Fig. 8), # C21(Fig. 10)  
 及び # C20(Fig. 9) と N 量に関して比較]

時効後の組織は Ti で脱 N したものの (# C20) に析出物が多い他は N 0.10% (# C18), N 0.04% (# C21) 共に同じ組織であり、Group F と同傾向である。1000°C × 5h の加熱では、脱 N 試料 (# C20) では析出物が殆んど溶体化し軟化するが N 0.10% (# C18), N 0.04% (# C21) では組織に変化なく、一方硬度も下らない。1100°C × 10mn の加熱では N 0.10% (# C18) N 0.04% (# C21) 共に溶体化が可成り進み、特に粒内析出物の溶け込みが目立ち 20mn で溶体化は殆んど完了し、焼鈍双晶が僅かながら現われ始める。

(3) 成分の影響の総合的考察

以上各グループ毎に C 量, Mo 量, N 量の影響について検討したが、此等の含有成分が析出物の溶体化に及ぼす影響の考察を総合すると次の如くなる。

(i) C 量の影響

800°C × 100~150h 時効後の硬度は C 量が少い方が低い様であり、一方固溶体化後の硬度も C 量の多い方が硬度が高い。加熱温度を 1000°C, 1100°C, 1200°C と相異した場合に於ける軟化量の変化は低 C の方が大である。つまり低 C だと 1000°C, 1100°C, 1200°C と温度が上るにつれて軟化量が増大するが、高 C では 1000°C, 1200°C の間にも軟化量に大差がない。

(ii) Mo 量の影響

時効後の組織は Mo の多い方は析出物が一面に分布

し、その量も多く、硬度も高かつたのに対し Mo 量が標準より低いものでは析出量も少く、分布も多少不均一となつている。1000°C × 5h の加熱によつては C 量 N 量の状態によつて軟化するものと、しないものがあるが、Mo が多い目の方が軟化及び溶体化の傾向が大きい。しかし 1100°C ではこの順が逆となつて Mo 量の低い方が溶体化の進行が早い。1000°C という温度は、固溶体化処理と呼べる程の温度ではないので、全般的にみて溶体化は Mo 量の低いものの方が早いといえよう。

(iii) N 量の影響

Ti で脱 N したものの以外では含有 N 量の相違の影響は時効後の組織では殆んど認められないが 1100°C の加熱によつて溶体化を徐々に行わしめると含有 N 量が多い程溶体化が遅れるようである。この傾向は Mo 量が標準以上 (6~6.5%位) でも、以下 (5.3%位) でも同じ様である。1200°C の加熱では溶体化の速度が早過ぎるので、この N の影響は認め難い。

但し Ti で脱 N したものでは組織の点で例外である。

#### IV. 総 括

(1) Timken 16-25-6 耐熱鋼の析出物の溶体化現象に就き顕微鏡組織及び硬度によつて調査し、次の結果を得た。

実験に使用した試料は標準の Timken 16-25-6 合金の成分及びこれと C, Mo, N 量の異つたもの 9 種を使用した。

(2) 各試料の析出処理は (A) (B) の 2 通りを行つた。(A) は長時間高温に保持し、析出をほぼ完了させる迄加熱を続ける。析出完了処理 (B) は、普通の固溶体化処理後 800°C × 100~150h 時効せしめて析出物を析出せしめ、硬度を安定高硬度に到らしめた。此等の処理により (A) では析出が大部分完了し硬度も可成り低く析出物は凝集して比較的大きい球状となつている。(B) では高硬度を維持し、析出物は微細に分布した。以上の析出処理をした諸試料の内 (A) では 1000°C, 1150°C, 1200°C の 3 種の温度で 2h づつ加熱し (B) では 1000°C, 1100°C, 1200°C の 3 種の温度で 10mn~7.5h にわたつて加熱し、何れも顕微鏡組織、硬度によつて溶体化の状態を調べた。

(3) (A) に於いては全般的に見ると 1000°C × 2h では軟化も少く、余り溶体化も認められない。1150°C × 2h では軟化も相当著しく、溶体化が著しい。1230°C × 2h ではこの状態が一層進み、焼鈍双晶が目立ち、結晶粒も粗大化する。溶体化に及ぼす C 量, Mo 量, N 量の影

響について考察した。

(4) (B) に於いては、全般的に固溶体化加熱による硬度の低下と、顕微鏡組織上に認められた析出物の溶体化とは、ほぼ併行して行われることが見られた。1000°C の加熱では析出物が溶け込む場合と、余り溶け込まぬ場合とがある。1100°C では 10mn から数時間にわたって順次析出物の溶体化が観察されたが 1200°C では 10mn にて溶体化の殆んどが完了することが認められた。

(5) (B) に於ける標準 16-25-6 合金に対する C 量 Mo 量、N 量の増減の影響を観察した。即ち Table 1 に示した A~H 迄の 8 グループに就いて C、Mo、N 量中の 2 成分がほぼ一定の場合に他の 1 成分の変動により溶体化が如何に変化するかを個々のグループに就いて比較検討し、終りに C 量、Mo 量、N 量の変化の影響を総合的に考察した。その結果 C 量では低 C の方が時効後及び溶体化後共に硬度は低く、一方高 C の方は溶体化温度 1000°C、1100°C、1200°C の相違による軟化量の差が少い。Mo は多目の方が析出量も多く、分布も均一と

なり、溶体化も Mo の多い方が遅れることが認められた。N 量も溶体化に関しては Mo と同じ様な働きをなし N 量の少い方が少々溶体化が早い、N 量による影響は少い。ただ Ti で脱 N した試料では多少傾向が異なり、時効後の硬度は高いが、加熱による軟化の量、速度共に大きく容易に軟化し、組織上に見られる溶体化は硬度の低下よりも遅れて起つた。

(6) 以上の溶体化現象の実験は、人工的に析出を行わしめて相当量の析出物が凝集した状態より溶体化を行つた為に実際の製造条件中に於ける溶体化より、析出物の溶け込みが多少離しい条件下にて実験したものである。但し試片が小型の為に加熱が実際の大型製品より容易であつた事も考えられる。(昭和 29 年 12 月寄稿)

#### 文 献

- 1) 著者: 鉄と鋼, **38** (1952) No.6, 389
- 2) 著者: 鉄と鋼, **41** (1955) No.5, 524
- 3) 著者: 鉄と鋼, **40** (1954) No.11, 1072
- 4) 著者: 鉄と鋼, **40** (1954) No.8, 785

## 1.5% C, 12% Cr ダイス鋼の研究\*

### (V, Mo の影響について)

山中直道\*\*・日下邦男\*\*

## INFLUENCE OF VANADIUM AND MOLYBDENUM ON THE PROPERTIES OF AIR-HARDENING DIE STEEL CONTAINING 1.5% CARBON AND 12% CHROMIUM

*Naomichi Yamanaka and Kunio Kusaka*

#### Synopsis:

To investigate the influence of vanadium and molybdenum on the properties of air-hardening die steel containing 1.5% carbon and 12% chromium, the authors measured the critical point, hardenability, quenched and tempered hardness, retained austenite, dimensional change and toughness.

The results obtained were as follows:

(1) The critical point was raised with the vanadium and the molybdenum content, respectively. The hardenability increased by the addition of molybdenum and increased slightly by vanadium by its addition up to 0.8%.

(2) Vanadium addition refined the grain size, and the molybdenum had little effect on the grain size. Full hardness was obtained by quenching from 1000°C to 1050°C, and as the vanadium content increased, a slightly higher austenitizing temperature was necessary for obtaining the full hardness.

(3) The quantity of retained anstenite measured by the magnetic method decreased with

\* 昭和 29 年 4 月本会講演大会にて講演 \*\* 特殊製鋼株式会社研究所