

Table 3. Rupture strength at 600°C (100h)

	A	B	C	D	E	F	G
Rupture strength kg/mm <sup>2</sup>	20.1	13.0	34.7	35.1	27.0	34.0	36.4

Table 4. Creep limit at 600°C (DVM method)

	A	B	C	D	E	F	G
Creep rate kg/mm <sup>2</sup>	12.5	6.2	19.4	20.1	14.7	18.8	21.4

が最も小さい。

つぎに 600°C のクリープ限を DVM 法により求めた。その結果を Table 4 に示す。なお試料は平行部 10 mm 丸標点距離 100 mm とし、伸びはミラーの廻転によるエクステンソメーターにて行つた。また DVM 法は 25~35 時間の平均クリープ速度が  $1 \times 10^{-3} \%$ /h で 45 時間の全残量 0.2% 以下なる応力を限度としている。表に示すごとく G が最も大きく、ラプチャー強度とまつたくなじ傾向を示す。

#### 5) 耐酸化性

試料は直径 10 mm 長さ 20 mm とし磁性るつばにいて管状電気炉にて 500°C, 600°C および 700°C の 3 温度に 20 時間まで加熱して化学天秤にて酸化増量を秤

Table 5. Increasing in weight after oxidation  
 $\times 10^{-5} \text{ g/cm}^2$ 

Testing temperature	A	B	C	D	E	F	G
600°C	39.7	51.4	69.1	127.8	110.2	30.4	7.4
700°C	238.9	310.7	700.1	585.3	905.5	330.4	106.7

量した。その結果を Table 5 に示す。なお試験前の各試料の熱処理法は Table 2 に示すごとくである。また試料は表面をエメリー紙 04 まで研磨し、ベンゾールおよびエーテルにて脱脂したものを用いた。

試験温度 500°C の場合は各試料とも酸化増量はきわめて少なく試料間で大差はなくいずれも  $20 \times 10^{-5} \text{ g/cm}^2$  以下の値を示す。試験温度が 600°C および 700°C と上昇するにしたがつて酸化はいちじるしくなる。しかして酸化増量は Mo を多量に含有する E が最も多く、G が最も少ない。

## IV. 結 言

フェライト系耐熱鋼のうちで広く使用されんとしている 7 種を選び、焼入および焼戻硬度、高温機械的性質、ラプチャー強度、クリープ限および耐酸化性をしらべその性質を明らかにして使用上の参考に供した。

(昭和 31 年 11 月寄稿)

## 耐熱鋼の研究 (XI)\*

(含 Ti, B 11-25-6 合金の Warm Work と加工を受けた材料の析出組織)

浅野 栄一郎\*\*

## THE STUDY OF HEAT-RESISTING STEEL (XI)

Eiichiro Asano

### Synopsis:

In this report, the effect of "warm-work" and the variety of microstructure during precipitation for warm-worked material on 16-25-6 alloy containing Ti or B were studied.

There are three different compositions in the specimens. (#D1 #D2 and #D3) Sample #D1 contained 0.68% Ti, #D2 contained 1.86% Ti, and #D3 contained 0.085% B, based on 16 Cr-25 Ni-6 Mo alloy. The chemical compositions is shown in Table 1 in full detail.

After forged to bars, these samples were solution treated at 1150°C for #D1 and #D3, and at 1200°C for #D2 for 1 hour. Then the tensile-test pieces were made.

The warm working was made at 650°C by means of an Amsler's tensile-test machine.

The ratio of work was arrived at by computing the ratio of reduction of area in all parts. After measuring of hardness and microstructure, these samples were annealed at 650°C or

\* 日本鉄鋼協会第 51 回講演大会にて発表 \*\* 東都製鋼 K.K. 技術部

750°C from 1 hour to 500 hours. Then the change of hardness and microstructure by precipitation were measured.

The effect of warm-working on strength of material of all samples of #D1, #D2, #D3 was ascertained by hardness measuring, even after annealing at 650°C or 750°C for 500 hours. The hardness of the warm-worked alloys after annealing at 650°C or 750°C for 500 hours was much higher than the hardness of the same samples only aged at same temperature for 500 hours without the working process.

When the element Ti was added to, #D1 (0.68% Ti) and #D2 (1.86% Ti) almost similar changes occurred during testing. Although the warm-working effect was evident on #D1, #D2, two samples containing Ti showed much precipitation-hardening during heating whether they were warm-worked or not. But, sample #D3 containing B showed remarkable precipitation hardening only when it was warm-worked before aging. So the warm-working process was more effective on #D3.

The abnormal microstructure which appeared during heating after warm-working was also discussed in the full report.

## I. 緒 言

Timken 16-25-6 合金等の鍛造用耐熱合金の製造工程では、加工効果を与えるために、Hot-cold work あるいは warm-work 等の方法を探ることがあるが、その方法は必ずしも確定しておらず、溶体化処理を加えずに加工のみ加えるものと、最終加工直前に溶体化処理を一旦行つておくものがあるようである。

著者は、標準成分の Timken 16-25-6 合金の加工効果については第(Ⅲ)報<sup>1)</sup>にて実験し hot-cold work および warm-work の研究のために、一旦溶体化処理を加えた試料に、種々の条件にて加工を加えた。さて第(X)報<sup>2)</sup>に引続いて、含 Ti, B 16-25-6 合金の特性を調査するに当り、その加工効果をしらべておくことは耐熱特性の研究上必要なので、本報では、含 Ti, B 16-25-6 合金について、第(Ⅲ)報<sup>1)</sup>と同様の方法で warm-work の効果と、その後の加熱に対する加工効果の持続の状況をしらべ、一方加工を受けた材料がその後の加熱によつていかなる析出現象、組織の変化を示すかを観察した。

## II. 試料および実験方法

本実験に供したる試料は第(X)報<sup>2)</sup>にて使用したものと同一インゴットより採取したものである。

本報にて行つた最終加工としての warm-work は、総べて一旦溶体化処理を加えたる後に与えたもので、こ

れは第(Ⅲ)報<sup>1)</sup>の実験方法と同一である。したがつて以下本文中にのべる warm work および加工効果なる言葉は、すべて溶体化処理後に改めて最終加工を加えた場合を指すものである。

熱間引張り試験片は、平行部の長さ 100 mm, 直径 8 mmφ のもので、試片の握み部分にネジを切り、これをステンレスの自製のチャックにねぢ込んだもので、試片の全体とステンレスチャックの一部が加熱炉に入れるようにした。

各試片は、加工温度 650°C に到達後、さらに 20mn 保持してから引張り試験を行い、いずれも破断にいたるまで約 2mn を要する程度の荷重速度とした。

熱間引張り破断後の試片は、各部分の断面収縮率とその部分と破断点からの距離との関係を求め、つぎに試片を表面より、0.5 mm ずつ研磨して硬度を測定し、顕微鏡組織をしらべた。

つぎに、650°C および 750°C にて焼鈍を行い、加工歪の減少、析出等による硬度と顕微鏡組織の変化を、500 h まで測定した。また特異な組織の観察には微小硬度計も使用した。

## III. 実験結果

### 1. warm-work 直後の材料について

A. 各部の断面収縮率と破断部からの距離との関係.  
各部の断面収縮率と破断部からの距離との関係を Fig. 1 に示す。#D1, #D2, #D3 の3種の試料の間では大

Table 1. Chemical components of samples.

Sample	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	B	Al	Fe
# D 1	0.04	0.729	1.33	23.42	17.14	7.29	0.68	—	Trace	Balance
# D 2	0.06	0.812	1.31	24.20	17.00	7.15	1.36	—	"	"
# D 3	0.06	0.477	1.29	23.40	17.14	7.23	—	0.085	"	"

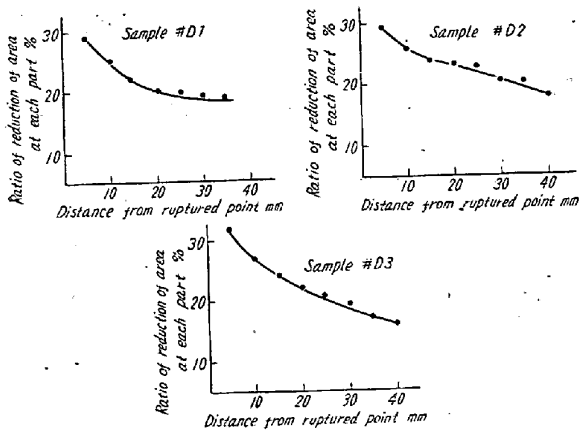


Fig. 1. Relation between work ratio and distance from the ruptured point.

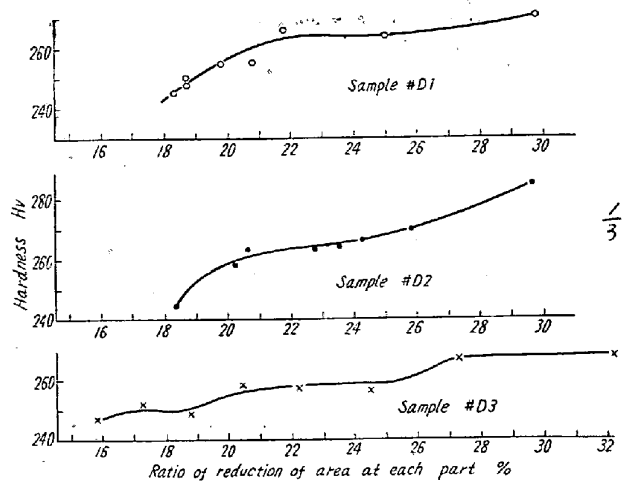


Fig. 2. Hardness after worked at 650°C

きな差は認められない。

B. 溶体処理試片の 650°C における熱間抗張力

本実験では、熱間加工の手段として引張り試験を行ったが、試片数僅少のため、多数試験の平均値としての抗張力値はえられなかつたが、warm-work の際得られた値から 650°C の抗張力を推測すると、つぎのごとくである。すなわち、650°C における Timken 16-25-6 標準成分 (NO.16%) の合金の抗張力は、一般に 54~58 kg/mm<sup>2</sup> と考えられ、著者の第 (Ⅲ) 報<sup>2)</sup> の結果にても、約 55 kg/mm<sup>2</sup> であつたのに対し、Ti を 1.86% 含んだ #D2 では 62.3 kg/mm<sup>2</sup> と標準より高い値を示した。また B を 0.085% 含んだ #D3 では 51.2 kg/mm<sup>2</sup> でやや劣るが、N をとくに加えなかつた場合 (つまり 0.04% 位となる) より高い値を示した。

C. 各部の断面収縮率と硬度との関係

本実験では、熱間引張りによつて生じた試片の各部分の断面積の収縮した率をもつて、加工の程度を相対的に表わすものとして扱うこととする。warm-work によつて、溶体化処理の状態から硬化した程度を Fig. 2 に示す。加工温度は 650°C で保持時間は 20mn であるので、加工前に析出硬化が進んだとは考えられず、したがつて、溶体化処理後の硬度が #D1 で約 Hv 157, #D2 で約 Hv 160, #D3 で約 Hv 155 であつたのが、Fig. 2 のごとくに硬化したのは、加工による硬化と考えられる。

D. 加工による顕微鏡組織の変化

各試片について、加工後の顕微鏡組織を観察したところ、#D1, #D2 はほぼおなじ組織を示し、#D3 はわずが異なつた組織を示した。各試料とも共通した点は、加工方向に結晶粒が引き伸ばされて細長くなつていことである。

試料 #D1 の 650°C 加工直後の組織では、粒界には

いまだ析出物がほとんど現われていない。一方、加工方向に沿つて点状、あるいは短い線状に走っている多量の黒褐色の組織が認められるが、これは加工を加えなかつた第 (Ⅹ) 報<sup>2)</sup> の組織では全く認められなかつたものである。これについては後述する。試料 #D2 は、#D1 とほぼおなじ組織を示していた。

試料 #D3 の加工直後の組織では、析出物もいまだ認められず、他方加工方向に沿つて線状、あるいは点状の黒褐色の組織が認められる。

2. 焼鈍による加工試料の硬度および組織変化

前述の 650°C にて warm-work を加えた試料を 650°C および 750°C に加熱して、その硬度変化と顕微鏡組織の変化とをしらべた。すでに、第 (Ⅹ) 報<sup>2)</sup> の実験より明らかなごとく、試料 #D1, #D2, #D3 はいずれも高温時効硬化性合金であり、とくに Ti を含む #D1, #D2 にてそれが顕著である。本報の試料のごとく、溶体化処理後に加工による歪が加わつている場合には、析出硬化がさらに促進されることは推測に難くない。650°C あるいは 750°C の加熱は析出硬化をもたらすが、他方、加工によつて受けた歪は焼鈍によつて除去され、材料の軟化をとまなう。かように、加熱によつて、析出硬化と焼鈍軟化という二つの相反する現象が起るので、以下に示す実験結果は、これらが合成された結果として現はれたものと考えらるべきである。

A. 含 Ti 16-25-6 合金について

16-25-6 合金に、それぞれ 0.68% および 1.86 Ti を加えたる試料 #D1 と、#D2 にては、その析出硬化過程および顕微鏡組織の変化に関して含有 Ti の差による大きな相違は認められない。

a. 650°C に加熱した場合

650°C に加熱した場合の warm-work 試料 #D1.

#D2 の硬度変化を Fig. 3-A および 4-A に示す。

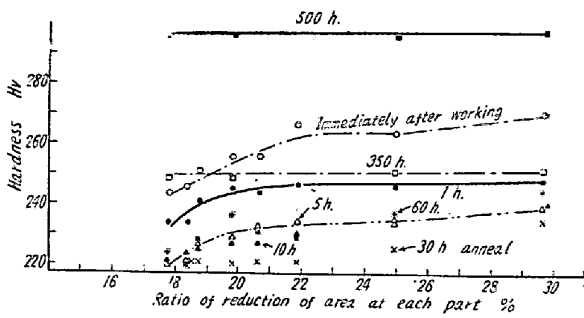


Fig. 3-A. Variance of hardness by annealing at 650°C (Sample #D1, worked at 650°C)

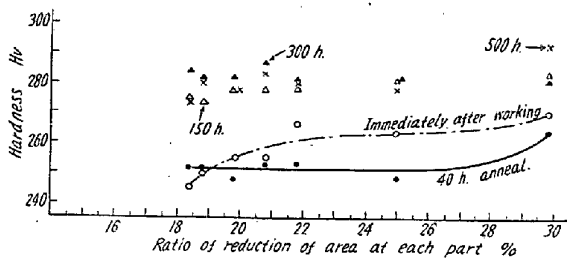


Fig. 3-B. Variance of hardness by annealing at 750°C (Sample #D1, worked at 650°C)

warm work によつて、加工前の硬度 Hv 160 から Hv 245~285 位にまで硬化していたが、これをさらに 650°C に焼鈍することによつて硬度は一旦下り、10~30 h 頃まで軟化する。この場合の組織から析出が徐々に進行していることが認められ、析出物は主として粒界および双晶の劈開面上にあらわれる。



Photo. 1. Microstructure of sample #D1, after warm-worked (29.7%) and annealed (650°C x 10 h) x 100 (2/3)

Photo. 1 は試料 #D1 を 650°C x 10 h の焼鈍をした際の顕微鏡組織の一例を示したものである。かように、析出物が粒界に現われ、結晶粒の形状が明瞭になると、加工量の相違による結晶粒の変形度も明らかになってくる。また、かように諸組織にみられるごとく焼鈍によつて、わずかながらも析出が行われているにかかわ

らず、650°C x 10~30 h 頃までは軟化が進むが、これは析出硬化量がわずかのために、焼鈍による加工歪の除去による軟化の方がいちじるしいためと考えられる。30 h をすぎると、軟化よりも析出硬化量の方が大きくなって硬度が上りはじめ顕微鏡組織では析出物が現われ初めてその後、60 h までは、わずかずつ析出物の増加が進行している。60 h をすぎると硬度の方では余り急激な増加が行われないが組織では激しい析出が行われ、350 h には一面に均一な微細析出物が分布した状態となる。さらに加熱を続けて、500 h 後になると #D1, #D2 ともに硬度は急激に上昇し、加工直後の値よりも高い数字を示す。かつ、加工程度の相違による初期の硬度差が失われて、#D1 では Hv 300, #D2 では Hv 295 辺りの値に集中してくる。これは、500 h 加熱後の高硬度が、加工歪自体によるものよりむしろ加工によつて促進された析出硬化によるものと考えられる。この場合の組織はすでに 350 h にて微細な析出物が一面に現われていたのと大差なく、500 h となつても顕微鏡上にみられる変化は余りない。すなわち、#D1, #D2 においては、激しい析出硬化が見られる以前の時期に、急激な析出物の増加が組織上に現われるといえる。

#### b. 750°C に加熱した場合

750°C に加熱した場合の試料 #D1, #D2 の硬度変化を Fig. 3-B および 4-B に示す。溶体化後 warm-work した材料が加工効果によつて相当に硬化することはすでに述べたが、これを 750°C に焼鈍すると、650°C に比

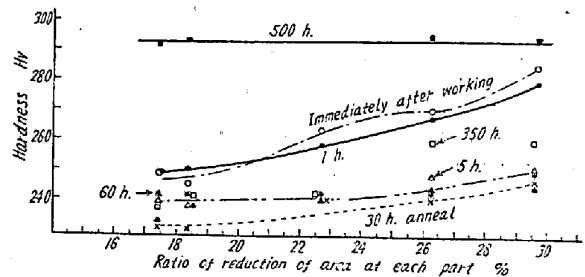


Fig. 4-A. Variance of hardness by annealing at 650°C (Sample #D2, worked at 650°C)

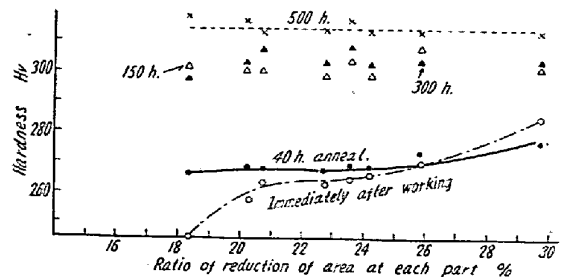


Fig. 4-B. Variance of hardness by annealing at 750°C (Sample #D2, worked at 650°C)

して加工歪の減少による軟化が大きいですが、一方析出硬化も激しくなる。

さて、かように、焼鈍による軟化と、析出による硬化との合成結果として、750°Cで焼鈍した本実験では、40 hにして、硬度は、ほぼ加工直後の値に近い数に戻る。一方、加工量の相違による硬度値の差は、40 h後には加工直後の時程いちじるしくはない。これは、その高硬度値を支えているものが、焼鈍後では、加工によつて促進された析出硬化による影響が多くなつてきたためと思われる。この場合の組織をみると、非常に多量の析出物が微細に分布している。

焼鈍時間が40 hをすぎると、全般的に硬度上昇がいちじるしく、300 hから500 hまで硬化を続けている。

(Photo. 2) 加工直後、あるいは焼鈍初期においては、

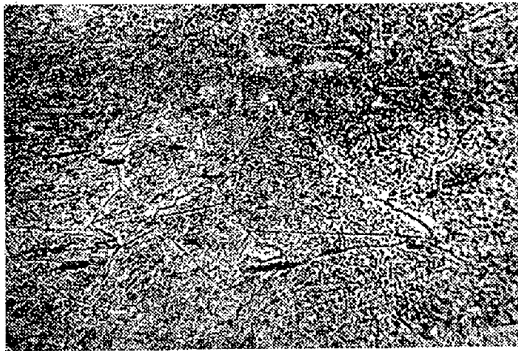


Photo. 2. Microstructure of sample #D1, after warm-worked (19.8%) and annealed (750°C x 300h) x400. (2/3)

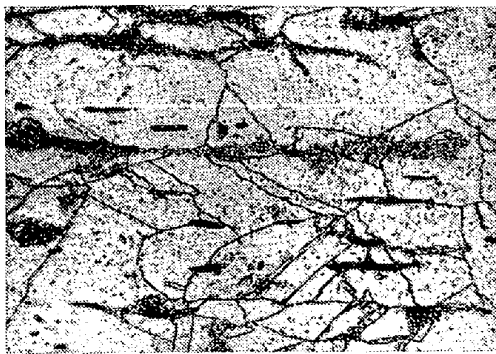


Photo. 3. Microstructure of sample #D3, after warm-worked (24.5%) and annealed 750°C x 40 h x400. (2/3)

加工量が多いほど硬度が高いが、750°Cの加熱時間が長くなり、析出硬化が進むにつれて、この加工量の程度による硬度の差がほとんどなくなつてくる。その際析出物が一面に微細に分布をしているが、加熱時間の増加とともに析出物は多少凝集しつつ増加している。

かように、warm work後、750°Cにて500 hまで熱した場合の硬度は、#D1にて約 Hv 280、#D2にて

約 Hv 315 に達するが、これを、加工を与えずにそのまま750°C x 500 h時効した第(X)報の結果の#D1、#D2ともに約 Hv 250 という値とくらべると、加工の効果が明らかに認められる。

C 試料 #D1、#D2 の析出特異組織について

試料 #D1、#D2 を溶体化処理後 warm work を加えた後に焼鈍した際に粒内全面に微細に分布する析出物は、第(X)報における溶体化処理のみの試料の時効にも認められたものである。また、随所に、TiNが現われているのも同様であるが、その他に、warm work を加えた本報では、加工方向に伸びた黒褐色の析出が相当に認められた。これは Photo 1 にもみられるごとくである。この特異な析出物は、比較的小さいので、判定は困難ではあるが、加熱時間を増加しても、増加あるいは変化が認められないから、これがσ相であるとは考えられない。これらの組織には腐蝕液によつても着色されぬ白色の析出物が一部に現われているが、これは Fe<sub>2</sub>Ti と思われる。

B. 含 16-25-6 合金 (試料 #D3) について

a. 650°C に加熱した場合

試料 #D3 を溶体化処理後 warm work し、さらに650°C に加熱した場合の硬度変化を Fig. 5-A に示す。

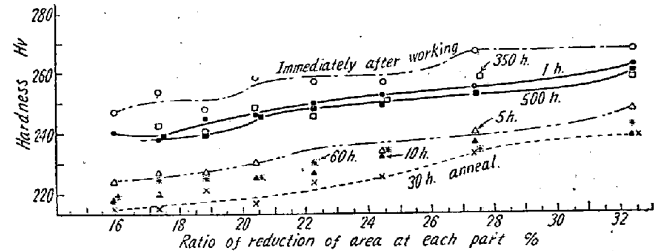


Fig. 5-A. Variance of hardness by annealing at 650°C (Sample #D3, worked at 650°C)

溶体化処理直後の Hv 155 から Hv 250~270 位にまで加工効果を示しているが、650°Cの焼鈍によつて相当の軟化を示し、30 hにて、Hv 216~250 位にまで硬度が下る。しかし、30 hをすぎると、硬度は、析出によつて上昇を示しはじめ、500 h にいたるまで徐々に硬化を続け、500 h 後には加工直後に近い値に達する。第(X)報の実験結果によれば、試料 #D3 の溶体化処理後の時効硬化および速度は #D1、#D2 にくらべて僅少である。とくに650°Cで加熱した場合には硬化が少いにもかかわらず、最も軟化した30 hにおいてさえ、Hv 216~250 位に留つて加工前の Hv 155 より Hv 60~100 ほど高いのは、加工の効果を示すものである。さらに、30 h以後のいちじるしい析出硬化は、それが残留歪によつて大いに促進されたと思われる。また、500 h 以後も

#D1, #D2と異なつて、加工量の相違による硬度差が依然として存続していることは、この硬度値が、析出によるよりもむしろ加工歪に依存する度合が大であるか、あるいはその硬度が析出によるものとしても、その析出程度が加工歪の大小に影響されていると考えるべきであろう。かように、試料 #D3 においても、warm work の効果は明瞭に認められる。

さて、この場合の顕微鏡組織を見ると、 $650^{\circ}\text{C} \times 10\text{h}$  の加熱によつて一部の析出物は結晶粒界に現われ、粒界は腐蝕によつて明瞭にエッチされてくる。

かような析出の状態は、加熱時間とともにさらに促進されるが、500 h となつても、粒内一面に均一微細な析出物が分布する。

#### b. $750^{\circ}\text{C}$ に加熱した場合

warm-work を加えた試料 #D3 を  $750^{\circ}\text{C}$  に焼鈍した場合の硬度変化を Fig. 5-B に示す。#D3 では、析

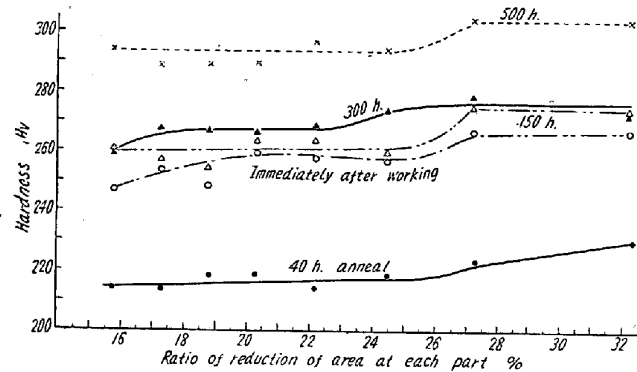


Fig. 5-B. Variance of hardness by annealing at  $750^{\circ}\text{C}$  (Sample #D3, worked at  $650^{\circ}\text{C}$ )

出硬化の量が少く、硬化速度も遅いにかかわらず、 $750^{\circ}\text{C} \times 40\text{h}$  の焼鈍にても、硬度は Hv 215~230 程度に軟化したに留まり、この値は溶体化処理直後の Hv 155 より相当高い値で、加工の効果は  $750^{\circ}\text{C} \times 40\text{h}$  にても認められることを示すものである。さらに、加熱を続けると、硬度は急激に上昇するが、この硬化速度は溶体化処理のみを加えた #D3 を  $750^{\circ}\text{C}$  に時効した場合より遙かに大きく、500 h 後で前者の Hv 220 程度に対し warm-work したものでは Hv 300 以上の値を示す。

さて、これにともなう顕微鏡組織の変化はつぎのごとくである。40 h 焼鈍後は結晶粒界に析出物が現われている他に(粒内にも細かい析出物が多少現われている(Photo. 5)また  $650^{\circ}\text{C}$  にてみられた特異な析出物が、 $750^{\circ}\text{C}$  においてもかなり数多くの部分に認められたが、これについては後述する。粒内に微細に分布した普通の析出物は、加熱時間の延長とともに増加し、 $750^{\circ}\text{C} \times 300\text{h}$  となつて一層増加し 500 h では、さらにいちじるしい。

C. 溶体化処理後 warm-work を加えた #D3 の析出特異組織について

試料 #D3 を warm-work 後、焼鈍した際に粒内に微細に分布する析出物は、すでに第 (X 報) の実験にてのべたものとおなじと思われる。この他に、加工方向に伸びた黒褐色の析出物および、たとえば Photo. 3 にみられる特異な析出物が現われた。これら特異な析出物は加熱時間の増加とともにわずかの成長、増加は認められるが、他の析出物程明らかな増加はしない。一方、溶体化処理のみを加えた #D3 を時効させた場合、一般の析出物に混つて  $\text{Fe}_2\text{B}$  が黒点状あるいは小塊として析出することはすでにのべた<sup>2)</sup>とおりであるが、本報の warm-work を加えた #D3 では、かような形の  $\text{Fe}_2\text{B}$  は余り認められていない。

さて、上述の特異組織は  $\sigma$  相の疑があるので、一応微少硬度計を用いて、特異組織が比較的集合している部分の微小硬度値を測定した。特異組織の集合度に種々の程度差があつたので、必ずしも常に一定した硬度値はえられなかつたが、特異組織を数カ所で測定した結果では、M. Hv 420~550 にわたるヴィツカース微少硬度値がえられ、いずれも周辺のマトリックス部分より相当高い硬度値ではあるが、一般に  $\sigma$  相の硬度として考えられるもの<sup>3)</sup>よりは遙かに低い値であり、特異組織が  $\sigma$  であるとは思われない。

この特異組織は  $\text{Fe}_2\text{B}$  との共析としてなら、かような形状で現われ得るが、これに対する証拠は示せないし、 $\text{Na}_2\text{O}_2$  法<sup>4)</sup>によつても余りはつきりしない。 $\text{Fe}_2\text{B}$  は  $\gamma$  相にも余り溶解度がなく、一方母相を観察しても  $\text{Fe}_2\text{B}$  がほとんどみられないので、この特異組織は  $\text{Fe}_2\text{B}$  とも考えられるが、断定は下せない。恐らく、 $\text{Fe}_2\text{B}$  とオーステナイトとの共晶あるいは共析ではないかと推定される。

## IV. 考 察

warm-work のための手段として、本報に採用した熱間加工法に対する考察については、紙面の都合上ここでは省略する。ここでは全般的な考察のみを加えることとする。

$650^{\circ}\text{C}$  における warm-work の効果は試料 #D1, #D2, #D3 ともに  $650^{\circ}\text{C}$  および  $750^{\circ}\text{C} \times 500\text{h}$  の焼鈍範囲では明らかに認められた。まず、加工直後の硬度からみると、#D1, #D2 では、溶体化処理のみの時の Hv 155~160 に対して、warm-work により、各部の断面収縮率 18~30% 変化において Hv 245~270 位にまで

硬化を示しており、#D3では加工によつて Hv245~270 位に硬化している。かように、650°C における warm-work が材料に充分な加工歪を与えて、それを強化していることがわかる。

つぎに溶体化後 warm-work を加えた #D1, #D2, #D3 を 650°C あるいは 750°C で焼鈍すると、初めの間は焼鈍による加工歪の除去による軟化の方が析出による硬化よりいちじるしいので、材料の硬度は下がるが、やがて残留歪によつて促進された析出硬化によつて硬度の上昇がはじまる。これらの材料の硬化が析出によることは明らかであるが、その硬度は加工を加えずに時効のみの場合より遙かに高い。したがつて、これらの析出硬化は加工における残留歪によつて促進されて、一層の高硬度値がもたらしたものである。

とくに試料 #D3 は溶体化処理のみの場合、#D1, #D2 に比較して析出硬化量が少く硬化速度も遅いが、溶体化後 warm-work を加えたものでは、加熱による硬化量、硬化速度ともにいちじるしく増加し、析出硬化におよぼす加工効果の影響が顕著である。

かような warm-work の測定方法によつてしらべた結果、16-25-6 合金への添加 N の代りに Ti あるいは B を加へた合金に対する、warm-work の意義は、標準成分の Timken 16-25-6 合金の場合とおなじことがいえることがわかつた。すなわち、溶体化後に加えた warm-work はそれによつて材料に多量の加工歪を加えて強化させ、これに引き続いて材料が 650°C、あるいは 750°C の高温にさらされた場合も、加工歪の一部は相当の長期間にわたつて維持されて材料の強度に資する一方、加工残留歪によつて促進増大された析出硬化によつて、加工直後より一層高い硬度を得ることに効果がある。

つぎに、warm-work における添加元素としての Ti あるいは B の効果を考えると、Ti は激しい析出硬化をともない warm-work によつてさらに強化される。B は、溶体化処理のみで時効しても余りいちじるしい析出硬化を示さぬが、これに warm-work を加えると加工による硬化の他に、残留加工歪によつていちじるしく促進された析出硬化が起る。すなわち #D1, #D2, #D3 はともに warm-work の効果が認められるが、とくに #D3 において加工効果が顕著であるといえよう。

## V. 総 括

本報は、Ti あるいは B を含んだ 16-25-6 合金に対し、溶体化処理後の 650°C における warm-work の

効果と、その後の加熱における加工効果の維持、喪失の程度をしらべて、本合金の加工効果に対する全般的な見通しをつけること、および加工を受けた材料のその後の加熱による組織の変化を観察した。

1. 含 Ti, B 16-25-6 合金を溶体化処理後 650°C における熱間引張りによつて warm-work を加え、各部の断面収縮率と破断面からの距離との関係、および加工工程の關係等を求めた。

2. warm-work を加へた試料を加工後 650°C および 750°C にて 500 h まで燃鈍により warm-work によつてえられた加工歪の一部が失われて材料は軟化するが、他方加熱による析出硬化が起るので、硬度値の変化は、焼鈍による軟化と析出による硬化の二つの相反せる現象の綜合結果としてえられた。すなわち、焼鈍初期では加工歪の除去による軟化の方が、析出による硬化より大きいので、材料は軟化するが、30 h 以後は析出硬化がいちじるしく材料は顕著な硬化を示す。とくに #D3 では、加工を加えずに、750°C × 500 h の時効をしても Hv 225 位にしか硬化しないのに比して、非常な硬化を示す。

3. 溶体化処理後 warm-work を受けた試料を、焼鈍すると析出が行われる。Ti を加えた #D1, #D2 は、加熱時間の増加とともに多量の析出物が現われる。この他に、加工を受けた試料にのみみられた特異な形状の析出物が認められ、これについても考察を加えた。

4. 含 Ti, B 16-25-6 合金に対する加工効果を全般的にみると、Ti を含んだ 16-25-6 合金では warm-work を加えずとも析出硬化が激しいが、溶体化後の warm work によつて、加工歪とそれに一層促進された析出硬化によつて材料はさらに強化される。B を加えた 16-25-6 合金は、加工が加えられていないと余り析出硬化しないが、これに warm-work を与えると加工歪による硬化の他に、その後の加熱に際して残留加工歪によつて析出硬化がいちじるしく促進されて、材料は強化される。かように、本報における実験の範囲では warm-work の効果は #D1, #D2, #D3、いずれも加工後 650°C あるいは 750°C にて 500 h 焼鈍した後にも明らかに認められ、とくに加工効果は #D3 において明瞭である。

なお、本実験を遂行するに当つて御懇切なる御指導を賜つた東大芥川教授、東北大今井教授に厚く御礼申し上げる次第である。(昭和32年1月寄稿)

## 文 献

- 1) 著者：鉄と鋼, 38, No. 7 (1952) 474

2) 著者: 鉄と鋼, 43 (1957) No. 5, p. 543

4) 今井勇之進, 今井彦太郎: 日本金属学会誌, 14

3) A. G. Allten, J. Metal. 38 No. 7 (1952)

No. 3 (1950) 53

474

## 18-4-1 型高速度鋼の性質におよぼす C の影響について\*

山中直道\*\*・日下邦男\*\*・北原正信\*\*\*

INFLUENCE OF CARBON ON THE PROPERTIES OF  
18-4-1 TYPE HIGH SPEED STEEL*Naomichi Yamanaka. Dr. Eng., Kunio Kusaka  
and Masanobu Kitahara*

## Synopsis:

To investigate the influence of the carbon on the properties of 18-4-1 type high speed steel which were used for cutting tools and hot dies, the authors measured the critical temperature, Ms point, quenched and tempered hardness, retained austenite, dimensional change, toughness and mechanical properties at high temperature.

The results obtained were as follows:

(1) The critical temperature and Ms point were lowered with the carbon content and the beginning curve of the isothermal transformation was removed to right side with the carbon addition.

(2) The quenched hardness was raised with the austenitizing temperature in the lower carbon content and was lowered as the carbon increased to more than 0.65%. For obtaining the fully quenched hardness, the austenitizing time needed about 2 minutes for  $10\phi \times 10\text{mm}$  specimen. The tempering hardness as the secondary hardening was raised with the carbon and the quenching temperature.

(3) The quantity of retained austenite measured by the magnetic method increased with the carbon addition, but by the sub-zero treatment it decreased to a little amount. During the tempering, the decomposition of retained austenite was occurred at about  $500^\circ\text{C}$  rapidly and all amount of them was entirely decomposed between  $575^\circ\text{C}$  to  $600^\circ\text{C}$  tempering.

(4) The toughness measured by the static bending test decreased with the carbon addition and the hot impact strength also decreased with the carbon content. The tensile strength, elongation and reduction area were hardly affected by the carbon content, but were affected by the tempering and testing temperature.

## I. 結 言

延鍛造後これを  $13\phi\text{mm}$  に圧延して使用した。

高速度鋼は高温硬度、磨耗抵抗が大であるために各種切削工具、剪断工具、ダイス等広範囲に使用されているが、用途によつて炭素量を細く変化し、靱性、硬度等の調節を計ることが望ましい。高速度鋼の性質におよぼす C の影響についてはすでに種々の実験結果<sup>1)2)</sup>が報告されているが、われわれは切削工具としての外に熱間工具鋼としての性質をしらべるために、18-4-1 型高速度鋼の C 量を 0.46~0.85% まで変化させて試料を造り実験を行った。供試材は Table 1 に示すごとき成分のもので 35 KVA 高周波誘導炉で 7kg の鋼塊を溶製し、中

## II. 実 験 結 果

## (1) 変態点

本多式熱膨脹計を用い約  $2^\circ\text{C}/\text{mn}$  の加熱および冷却速度で Ac, Ar 点を測定した結果は Table 1 に示すごとく、C 量の増加によつて変態点は降下の現象を示す。最高加熱温度は C 量 0.46% のもので  $1050^\circ\text{C}$ 、C 量 0.59% のもので  $1000^\circ\text{C}$ 、それ以上のものでは  $950^\circ\text{C}$

\* 昭和 30 年 4 月本会講演大会にて講演

\*\* 特殊製鋼株式会社, 工博

\*\*\* 同研究所