

添加により向上する。

7. 強靱鋼へB添加の場合: M・F は 1.5~1.7 となり硬化能は向上する。結晶粒度もB添加による粗大化は認められぬ。

8. 低温焼戻の際の衝撃値はB添加により改良され低温焼戻脆性が緩和される。高温焼戻の場合には Cr-鋼, 低 Mn 鋼にはB添加により靱性の低下が認められたが, Cr-Mo, Ni 強靱鋼には無B, 含Bの間に差は認められない。

終りに本研究の発表を許可された石原工場長に敬意を表すると共に, 試料採取に協力された製鋼課係員並に実験の一部を担当された外岡隆, 平山政隆両係員にも謝意を表します。(昭和 29 年 4 月寄稿)

文 献

1) 河井, 井上, 小川: 鐵鋼協會第 43 回講演大會報告

(昭和 27 年 4 月)

- 2) " " " 鐵と鋼, 38 (1952) No. 10 p.116
- 3) 高尾, 高橋, 西原, 谷藤: " " " p.118
- 4) J. M. Hodge: Metals Handbook (1948) p.494
- 5) C. D. Rahrer, C. D. Armstrong: T. ASM, 40 (1948) p.1099
- 6) A. S. Jameson: Steel 131 (1952) No 15 p.154
- 7) S. L. Widrig, Wilson T. Groves. Metal Progress. 61 (1952) p.71
- 8) C. F. Jatzczak, E. S. Rawland: ASM, 1952 Preprint. No 14 [T. ASM. 45 (1953) p. 771]
- 9) Robert Scherer, Karl Bungardt: St. u. E. 72 (1952) Nr 23, S.1433

耐熱鋼の研究(V)

Timken 16—25—6 の析出現象に就いて

(昭和 27 年本会秋期講演大会にて発表)

浅野 榮一郎*

STUDY ON HEAT-RESISTING STEEL (V)

Eiichiro Asano

Synopsis:

The precipitation phenomena of Timken 16-25-6 heat-resisting alloy were studied in relation to content of nitrogen. There were four grades of nitrogen content in the samples, i. e. 0.16% N, 0.10% N, 0.04% N, and denitrized by Ti addition. They were melted in a high-frequency electric furnace, and hot-forged into bars. Solution treatment was made at 1150°C for 1 hour in a weak vacuum atmosphere.

The influence of the contained nitrogen on precipitation was almost imperceptible at 700°C (1290°F) aging. However, it was remarkable at 800°C (1470°F) and 900°C (1650°F). The intermediate maximum hardness during precipitation at 800°C (1470°F) was delayed proportionally to decrease of nitrogen content in samples. Besides, the amounts of precipitated particle were varied in parallel with hardness variation at time of the intermediate maximum and minimum hardness.

The degree of coagulation in precipitated particles became larger with increasing aging temperature and aging time. On the other hand, the sample of #B4 (containing 0.16% N) had finer particles than other samples of #B5 & 6 (containing 0.10% N) and #B7 (containing 0.04% N) aged at 700°C (1290°F) and 800°C (1470°F). But, when they were aged at 900°C (1650°F),

*. 東都製鋼 K.K. 技術部

the degree of coagulation in precipitated particle was uniform in the three kinds of samples. The samples of # B8 and # B9, denitrized by Ti, did not show the intermediate maximum and minimum hardness during precipitation process, and their grain-size was very small. Precipitation of # B8 and # B9 was made at a higher speed and to a higher hardness than in other nitrogen containing samples.

The lattice parameter of samples was measured by X-ray during precipitation process. The lattice parameter increased in the first stage of precipitation, and then decreased in the late stage. The decrease of lattice parameter was to be expected when the particle was precipitated from iron the base alloy, though the fact that the lattice parameter increased in the first stage of precipitation process was inexplicable. On the other hand, the time when the lattice parameter reached maximum approximately corresponded to the time of intermediate maximum and minimum hardness. This suggested that there must be some relation among the nitrogen content of samples, the intermediate maximum and minimum hardness process, and the variation of lattice parameter from increasing to decreasing.

Further, the influence of cold work on subsequent aging at 700°C. (1290°F) was studied. There were three kinds of specimens made from sample # B4; (1) cold worked after solution treatment, (2) cold worked after over-aging operation (see Report (IV) of this magazine, Vol 39 (1953) No. 5 page 531), (3) only solution treated. Their hardness during aging at 700°C. (1290°F.) was measured, and simultaneously their microstructure was observed.

I. 緒 論

Jimken 16-25-6 合金の析出硬化現象に關しては、既に第 I 報¹⁾に於いて析出に及ぼす C, Mo 等の影響に就いて報告した。即ち第 I 報に於いては析出硬化を硬度及び顕微鏡組織によつて調査し、析出硬化の過程に於いては硬度に二段の山があり、その第一段の山は C により多く影響され、第二段の山は主として Mo により多く影響されるものと推定されたが、夫以上の詳しい考察は加えられなかつたし、含有 N との関係も不明であつた。

本報では是等の析出現象を更に深く調査する目的を以て試料を溶製し、前回迄の試料をも加えて、主として含有窒素量の大小による影響を調べた。第 (I) 報での時効時間は 50hr 迄であつたが、その後の試験によつて更に長い時効時間に対する析出を調べる必要が痛感された

第 1 表

記號	C%	Si%	Mn%	Ni%	Cr%	Mo%	N%	Fe%
# B4	0.10	0.54	1.24	24.32	16.00	5.89	0.160	Balance
# B5	0.05	0.76	1.38	24.32	17.70	6.36	0.110	同 上
# B6	0.04	0.75	1.33	24.32	17.43	6.22	0.103	同 上
# B7	0.04	0.74	1.32	24.42	17.43	6.88	0.041	同 上
# B8	0.04	0.72	1.36	24.32	17.26	6.77	*	同 上
# B9	0.03	0.95	1.21	25.66	18.15	6.82	*	同 上

* は Ti にて脱窒せるもの

ので、本報では時効時間を 200~300hr 迄として一層広範囲に観察を加えた。測定方法に關しても、硬度組織による方法に加えて、X線による格子常数の精密測定を行つてこの面からも析出現象を掴まんと試みた。

II. 試料及び實驗方法

試料は、前回迄の試料 # B4 に加えて第 1 表の如き 5 種のを新に溶製した。何れも高周波電気炉にて各 6kg づつ溶解し熱間鍛造によつて約 10mm 角棒に加工して試料とした。窒素の添加は Fe-Cr-N (約 1%) 母合金を使用した。一方、脱窒の場合には Ti の添加によつて脱窒せしめているので、脱窒した試料には脱窒の他に Ti の影響も含まれた結果になつていると思われる。試料の分析結果は第 1 表に示された如きもので窒素量は真空溶解法による分析値である。熱間鍛造後 10mm 角位の大きさに切断した試片は、前回迄と同様に真空雰囲気中で 1150°C × 1hr の固溶体化処理を行い、大気中にて放冷した。此等の試料は 700°C, 800°C, 900°C の各温度で最小 7min から最大 200~300hr 迄にわたつて連続的に加熱して析出硬化を行わしめ、その間の硬度、顕微鏡組織を調べ、最後に必要に応じて X線による格子常数の測定を行つた。所定温度に所定時間時効せしめた試料の時効後の冷却に際しては、水冷を原則とせるも、一部に空冷を行わしめたものもあり、この差をも同時に検討して

いる。各試料は各温度、各時効時間に就いて夫々別個のものを用いて所定の時間迄連続加熱している。尚この他に固溶体化処理後、室温にて冷間鍛造した試料についても時効を行わしめたが詳細は後述する。

III. 実験結果及び考察

(1) 時効前の処理の相違に関する時効硬化の比較

本項ではⅡの終りに触れた如く時効前の処理の相違によつて、それがその後の時効硬化へ及ぼす影響を試験している。即ち (a) 固溶体化処理後に約 10% の冷間加工を与えたもの、(b) 析出完了処理後に約 10% の冷間加工を加えたもの (これは第Ⅳ報²⁾ に於いて実験したもの) でその測定値は第Ⅳ報²⁾ の Fig 3. より借用してある。(c) 固溶体化処理のみを行つたものの3種類である。此等を夫々 700°C にて 300hr 迄時効せしめてその硬度を測定したのが Fig 1. である。ここに於いては (a) は Timken 16-25-6 合金に於ける所謂 "cold work" したものに近く (b) は一応析出硬化というものを除いて加工歪の変化のみによる硬度数の変化と考えられ (c) は加工に影響されざる固溶体化された試料の析出硬化と見ることが出来よう。Fig 1. の結果に

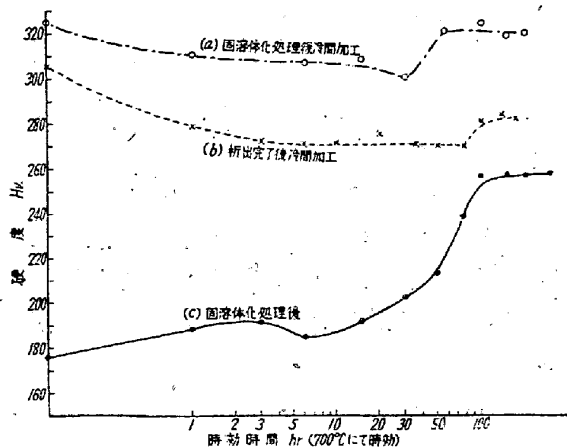


Fig. 1 時効前の処理の相違による時効硬化の比較

依ると (a) では時効前から既に H. V. 330 近くの高い硬度を示し更に 700°C の時効によつて 30hr 頃から可成の硬化を示す。この硬化は析出によるものと想像され顕微鏡組織でも (a) の如く冷間加工されたものでは加工によるりや双晶が認められ、しかも時効時間の経過と共に析出が進行していく。700°C × 1hr の加熱の場合の組織は主として粒界とり線上に先づ析出が現われているが、更に時効が進むと一般の粒内にも析出が一面に現われてくる。しかし (c) の場合に比して硬化量の少ないのは既に冷間加工によつて高い硬度に迄達して居る為析出硬化量が余り目立たないものと思われる。(b) に

関しては、詳細は避けるが (第Ⅳ報参照)²⁾ 冷間加工の効果は 700°C の加熱によつても余り失われていない事が想像される。(c) は本合金の加工の影響を伴わざる析出硬化過程を示すもので、硬化は 30hr 頃から現われ 100hr 迄の間に硬度は著しく上昇し 100hr で安定な状態になる。その間の組織は先づ粒界に析出物が現われ次に時効硬化がぼつぼつ現われ始める 15hr 頃からは粒内にも微少な析出物が析出し始め、終には粒内一面に微細な析出物が分布する様になる。100hr の場合は粒内一面に析出物が分布しているが析出温度が比較的低いので析出物は微細で凝集の形跡は殆ど認められていない。

(2) 標準成分に於ける加熱温度による時効硬化の相違

Timken 16-25-6 合金の標準成分試料 "B4" を固溶体化処理後に夫々 700°C, 800°C, 900°C にて時効させ水中で冷却したものの硬度変化を調べた。700°C の場合では前項 (1) に述べてあるので省略する。800°C の時効では硬化過程に二段の山が現われている。即ち 40min の加熱で第一段の硬度の山があり、続いて軟化が起つて 3hr にて最低の硬度となりその後は再び硬化が起つて漸次最高硬度に到達していく。この際の顕微鏡組織についても硬度に平行した変化が認められる。即ち 800°C × 40min に於ける組織では、粒界のみならず粒内にも多少の析出が認められるが 3hr の場合では析出物の量が減少して居り、更に 6hr となると再び粒内に可成の析出物が検鏡される。200hr では粒内一面に分布した析出物が多少凝集している。900°C にて時効させたものでは初の間は析出速度も大きいがその後は 700°C, 800°C の時効に比して硬度は低くなる。これは析出物の大きさも関連しているものと思われるが、此等の析出物は 700°C のものが一番微細で 800°C, 900°C と高温になるにつれ凝集して次第に大きくなつている。(Fig 1~4 参照)

(3) 含有窒素量に依る時効硬化の相違

第 1 表に示した試料 6 種を使用して 0.16% N, 0.10% N, 0.04% N 及び Ti にて脱 N したものの 4 種類の場合に於ける時効硬化過程の相違を調べた。ここで #B8 #B9 は Ti にて脱 N した試料であるがその実験結果は他の試料に比して非常に異り、硬化速度及び析出速度は著しく早く、結晶粒は極めて微細である。これは脱 N の影響ばかりでなく添加 Ti の影響という方が適当なものであるかも知れぬが、本合金に対する添加 Ti の影響ということは本報と全く別の新しい問題を提することになるのでここでは便宜上 #B8, #B9 を Ti にて脱 N した試料と呼ぶ事とする。

Fig 2. は、此等の試料を 700°C にて時効させた場合の硬化曲線である。700°C では本合金の析出速度は余り早くないので含有N量による時硬過程に於ける差は比較的少ない。たゞ N 0.10% のもので 50hr に一度硬度が下り、夫以後再硬化が認められている。又、Ti にて脱Nしたものでは 150hr 以後も硬化が著しくその結晶粒も他に比して微細である。

Fig 3. は此等の試料を 800°C にて時効せしめたものである。本合金では一般に 800°C にて時効させると最もその時効硬化の特徴を現わすのであり、Fig 3. に於

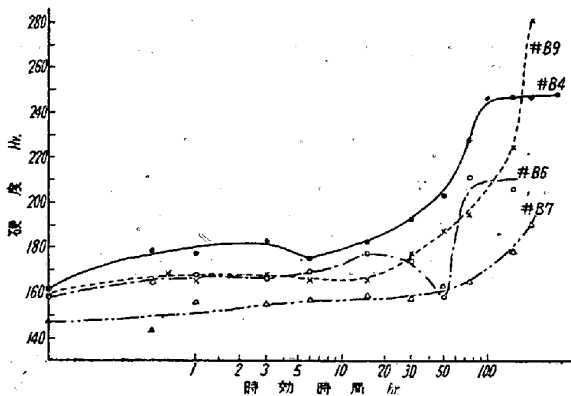


Fig. 2 各試料の時効硬化曲線 (700°C)

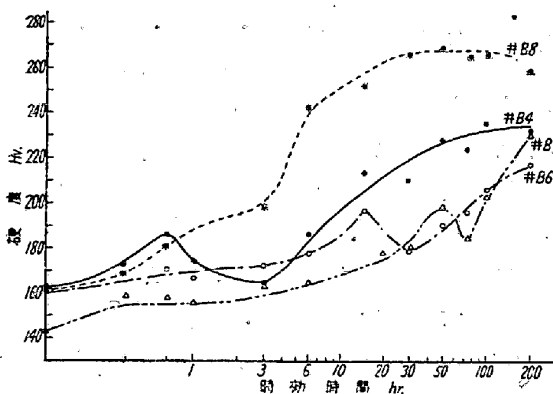


Fig. 3 各試料の時効硬化曲線 (800°C)

いても 700°C の場合より N の影響が著しく現われている。0.16%N を含む Timken 16-25-6 の標準成分の析出過程については既に前項 (2) にて記した如く硬度の一番目の山が 40min に、谷が 3hr にある。0.10%N の試料ではこの第一番目の山が 50hr、一番目の谷が 30hr 附近に現われて居り、0.04%N では山が 50hr 谷が 75hr に現われてくる。かように本合金の時効硬化過程に現われる第一の山とその次の谷とは Fig 3. によると含有N量が減少するにつれて時間が遅れて起つている。又 Ti にて脱Nした試料ではこの二段の山の過程は認められなかつた。この場合の顕微鏡を調べると何れもこの二段の硬化過程上に於いて硬度に平行した変化が認められ

る。即ち 0.16%N では 800°C×40min に於いて粒界のみならず粒内にも多少の析出が認められるが 3hr となると析出物の量が幾分減少して居り、6hr では再び粒内一面に析出物の分布が認められる。次に 0.10%N の試料では硬度の第一の山である 800°C×15hr にて粒内に相当量の析出物が出ているが、次の谷である 30hr ではこれが一旦殆ど消え、再硬度と共に再び析出物が現われている。更に 0.04%N の #B7 にても第一の山たる 800°C×50hr では、相当の析出物があつたのに対し、75hr の谷となるとこれが多少減少し、その後再析出と共に硬度が上る。かように硬度変化に於ける二段の変化は、組織にも二段の変化として現われ、且両者は時間的に一致していることが認められた。この現象が含有N量によつて影響されていることから推定すれば Timken 16-

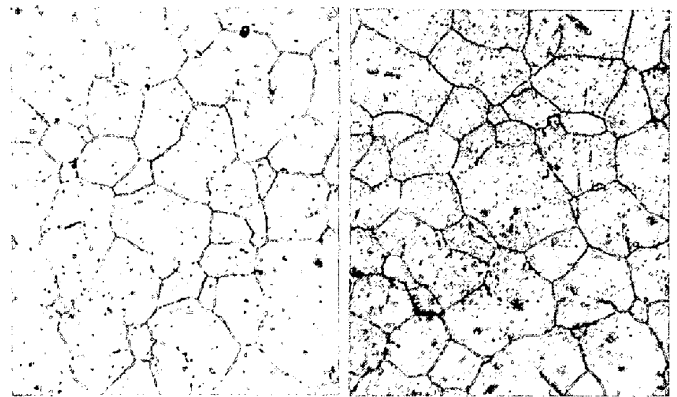


写真1 (×100)(2/3縮寫) 写真2 (×100)(2/3縮寫)
試料 #B4 試料 #B4
800°C×3hr 時効 800°C×6hr 時効

25-6 合金の 800°C の時効硬化過程に現われる二段の硬度の変化は含有Nと密接に関連した析出物の挙動と結びついていると想像される。尚、この場合の格子常数の変化については後述する。

次に 800°C に於ける諸試料の時効に於ける顕微鏡組織の変化について概述すると試料 #B4 (0.16%N) では 40min にて析出が粒界に始つて粒界が明瞭に見える様になり一方、粒内にも析出が多少起つて検鏡面で暗くなる。しかし 3hr の時効 (写真1) で硬度が第一の谷にかかると析出物の減少が僅かながら認められ粒内は明るくなり、更に 6hr (写真2) となると再び析出が起つて粒内一面に析出物の分布が認められる。以後時効時間が長くなるにつれ、析出は進行し例えば 50hr にては粒内一面に相当量の析出物が分散してくる。次に試料 #B6 (0.10%N) の場合を見ると 3hr の時効では粒界が明瞭に認められる外、粒内の一部に析出が多少見られ 15hr (写真3) になると析出は急に進行して粒内にも多量の析出物が認められる。これに続いて硬度に於ける第一の

谷が示される 30hr (写真4) となると一度析出物が消滅してくるが 50hr (写真5) では再び粒内一面の析出が始るが #B6 では #B4 に比して析出の分布は不均一で 200hr の時効後に初めて相当の均一な分布が認められる状態である。さて #B7 (0.04%N) では 20min の時効にて粒界に析出が起つているが粒内にも多少の析出が認められるのは 3hr になつてからで 6hr となると粒

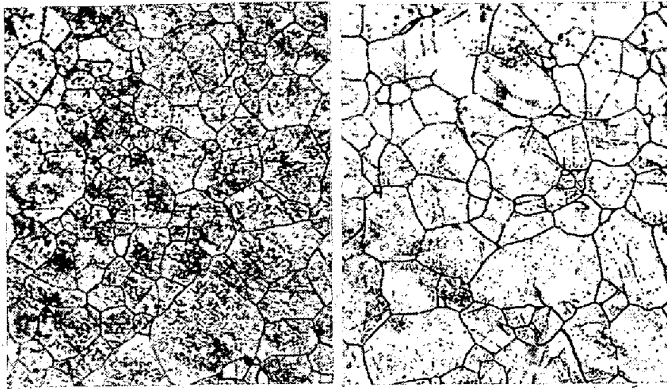


写真3 (×100)(2/3縮寫) 試料 #B6 800°C×15hr 時効
 写真4 (×100)(2/3縮寫) 試料 #B6 800°C×30hr 時効



写真5 (×100)(2/3縮寫) 試料 #B6 800°C×50hr 時効

内一面に析出物が分布し、50hr で相当量の析出進行が観察される。#B7 にて第一の硬度の谷が示されるのは 75hr であるが、この試料では第一の谷の硬度低下量も少く、組織上では前記の #B4、#B5 の如き硬度の谷での析出物の消滅乃至減少は余り認められない。ただ高倍率にて検鏡して見ると僅かながらも析出物の減量が確認され、その僅かの析出物の減少は 100hr 頃迄続いているようである。終りに、Ti で脱Nした #B8 について言及すれば、既に述べた如くこの鋼種では結晶粒が非常に細かく、一方その析出硬度時効曲線からも推察される如く、析出量及び析出速度は非常に大きい。例えば 800°C 20min にて既に可成の粒内析出が見られ 3hr と

なると粒界一面に析出物が分布し、15hr 以後では更に激しい析出によつて検鏡面に於ける粒界の検出が不可能な程になつてくる。

Fig. 4. は同上の試料を 900°C に焼戻した際の時効硬

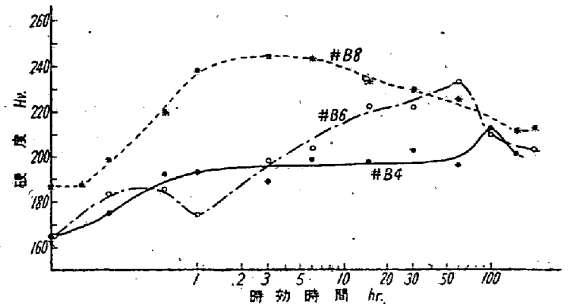


Fig. 4 各試料の時効硬化曲線 (900°C)

化曲線である。900°C の時効では 0.16%N の試料では一時的軟化は認められないが、0.10%N の #B5 では 1hr に於いて硬度の谷が認められている。しかしこの場合には前記 800°C の場合に認められた如き硬化曲線に於ける第一の谷の前後に於ける硬度と析出量の関係は観察されず 37min, 1hr 共に組織では大差がなかつた。全般的な 900°C に於ける硬化曲線を見ると、#B4 (0.16%N) では硬化量が少く 100hr に於ける最高硬度は H.V. 210 位であるが 150hr に至つて多少軟化しても H.V. 200 位である。一方 #B5 (0.10%N) では 75hr にて H.V. 230 位迄に硬化するがその後の軟化も著しく 200hr で H.V. 200 位に迄低下する。何れも析出速度は相当に速く且析出物は凝集して大きくなつている。又、Ti にて脱Nした #B8 では硬化は著しく早く 37min にて既に粒内析出を起し 1~3hr にて最高硬度に達し以後は軟化を始めて 200hr にて H.V. 210 位になつている。以上の 700°C, 800°C, 900°C の 3 種類の温度に於ける #B4、#B5、#B6、#B7 の析出物の大きさを比較すると 700°C では何れも析出物が最も微細であるが試料別では #B4 (N0.16%) のものが最も細かく #B6 と #B7 とはほぼ同じであるが何れかといへば #B7 の方が稍粗い。つまり 700°C に於ける 200hr 時効附近の析出物は N0.16%, 0.10%, 0.04% の順に粗くなつている。800°C には何れの試料でも 700°C より析出物は粗くなつている。即ち初期の段階に於ける析出物(例えば #B4 にて 800°C, 3hr~15hr 位迄)は可成り細かいが、次第に粒内一面に分布する時間辺りから析出物の凝集が始つて、倍率 400 倍の検鏡にて明かに球状化した析出物が観察されるようになる。例えば #B4 にて球状析出物が認められるのは 800°C 75hr 位であるが

200hr に至つても 75hr 以上の粗大化は見られなかつた。試料別の比較では #B4 (0.16% N) が最も微細な析出物を有し #B6 (0.10% N) 及び #B7 (0.04% N) では共に #B4 より大分粗い析出物となつてゐるが、#B6, #B7 の間には大差がない。時効が 900°C となると析出物の凝集による粗大化は一層著しく且その時間も短縮される。而して 700°C, 800°C に見られた如き試料別による差も少くなり #B4 (0.16% N), #B5 (0.10% N) 共に同程度の大きさの球状化析出物が観察された。尙, 700°C, 800°C の時効には 200hr という長さでは未だ不充分の点もあり、次の機会に補つてゆき度い。

(4) 時効硬化に於ける格子常数の変化

既に述べたる如く、本合金では析出硬化過程に於いて一旦硬化した後に一時的軟化の現象が起り、更に再び硬化を示す傾向があり、この事は 800°C の時効に於いて顯著である。これについては二、三の報告³⁾⁴⁾⁵⁾もあるが、未だ明瞭な定説がないのでこれを更に深く究める目的で X線による格子常数の精密測定を行つた。以下前項に示したる硬度曲線と対照して格子常数の変化について記す。

(a) 試料 #B4 (0.16% N) について

Fig 5. は 700°C に於けるもので固溶体化処理後の格子常数は 3.600Å であるが 1hr の時効で 3.602Å 迄増加し、夫以後は減少していく。これに対し硬度は 1hr で稍高く、夫以後は多少低く現われているが余り明瞭とは云えず、且格子常数に於ける 0.002Å の変化は確認するには小さ過ぎよう。

Fig 6. は 800°C に於けるもので実線は時効後水冷したものを、点線は時効後空冷したものを示す。実線では、40min にて 3.604Å に迄増加し、以後減少している。一方硬度は 40min にて一度極大点に達し、次に一時的軟化の過程に入る。点線では 20min は格子常数の最高点であり、且同時に硬度の極大点でもある。かように、

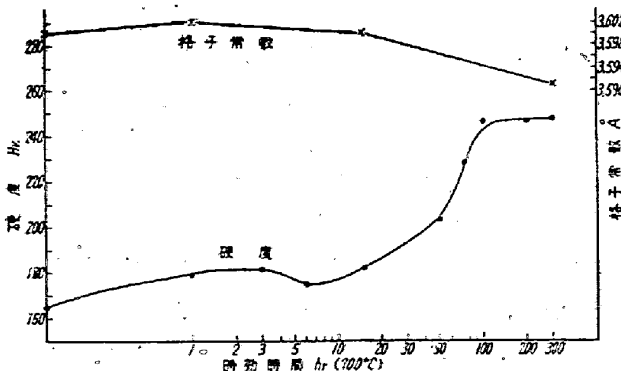


Fig. 5 時効による格子常数と硬度の變化 (試料 #B4)

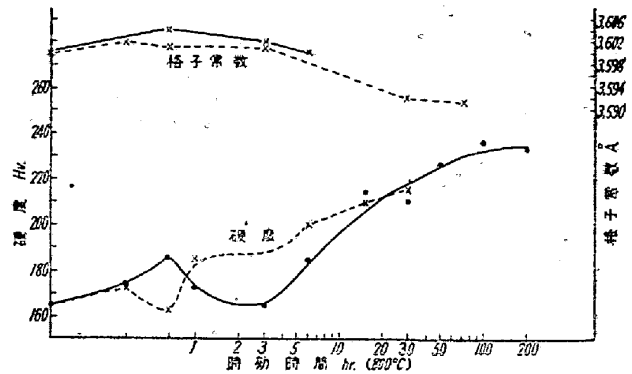


Fig. 6 時効による格子常数と硬度の變化 (試料 #B4)

800°C にては、両者共格子常数の最高点と硬度の一度目の極大点が明瞭に一致している。

(b) 試料 #B6 (0.10% N) について

Fig 7. は試料 #B6 についての 800°C 時効に於ける格子常数の変化である。これによると固溶体化処理直後の 3.598Å が 1hr の時効で 3.604Å 迄上り 30hr では更に 3.605Å 迄増大するが夫以後は格子常数の減少が認められ 200hr で 3.585Å 迄下る。即ち格子常数では 30hr 迄増加の傾向が示され 30hr にて最大に達して以後減少する。一方、硬度では 15hr に第一の山、30hr に第一の谷があるので格子常数の山は硬度の山と多少ずれるがこの附近以後から格子常数の減少が始るといふ点では #B4 の場合と同じである。

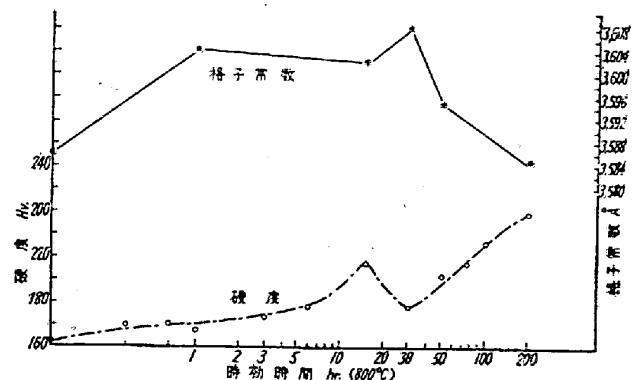


Fig. 7 時効による格子常数と硬度の變化 (試料 #B6)

(c) 試料 #B7 (0.04% N) について

Fig 8. は、試料 #B7 の場合の 800°C 時効に於ける格子常数の変化である。この場合も 20min では一時格子常数が下るといふことはあつても 6hr では増加しそれが 75hr 迄保たれている。この場合 75hr 以後の格子常数が測定してないので硬化の二段減少と比較出来なかつたが、ここでは #B7 に於いても析出の前段階で格子常数の増加が認められるといふことを報告しておく。

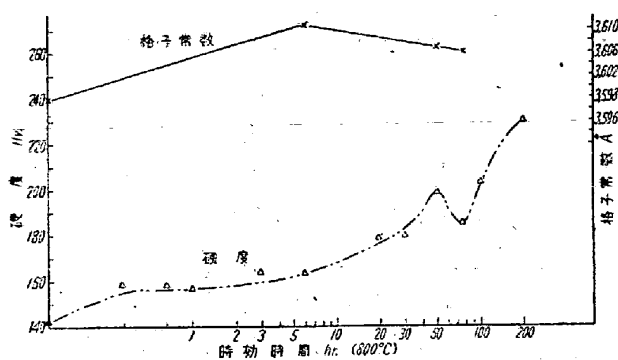


Fig. 8 時効による格子常数と硬度の變化
(試料 #B7)

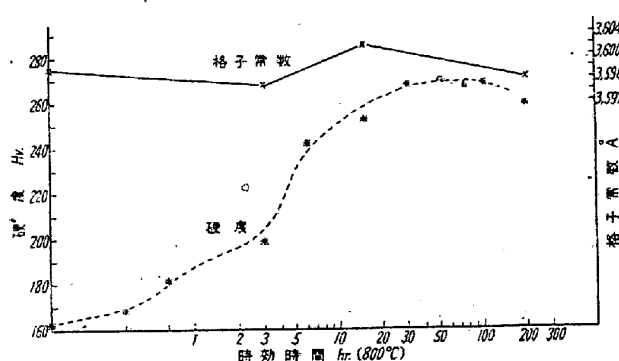


Fig. 9 時効による格子常数と硬度の變化
(試料 #B8)

(d) Ti にて脱Nしたものについて

Fig. 9. は Ti にて脱Nした #B8 の場合の格子常数の变化を示すものである、#B8 では硬化過程にて二段硬化の現象が認められないことは既に述べたが、格子常数の測定に於いても、他の試料に比較して前段階の格子常数の増加量も少く、且析出の進行後に於ける格子常数の減少量も又非常に少い。この事は Ti によつて脱Nした試料 #B8 が他の Timken 16-25-6 合金の試料 #B4, #B6, #B7 とは著しく異つたものとなつてゐることを想像させるもので、ここでは Ti による脱Nによる影響というよりも添加 Ti の影響と見るべきであらう。

(e) 考察

Timken 16-25-6 合金はオーステナイト型で約50%のFeを含むから一応 Fe 基合金として考えられる。従つてここから析出物が析出して格子常数が減少していくことは理解出来るが、本測定によると格子常数の減少は析出後期に見られ前期では一旦格子常数の増加が示されている。これに関しては、目下の処、説明出来ないが何れの試料の測定に於いても同一の傾向が示され、且その増加量は格子常数測定の見誤差範囲(ここでは誤差範囲を $\pm 0.002\text{\AA}$ 以下と考えている)以上である⁶⁾。よつて本合金の析出過程の前半に於いて格子常数が一旦増加す

るといふことはほぼ確実で、ここではこの事実のみを報告し、検討は将来に俟たい。次に硬化の二段過程と格子常数との関係であるが以上報告した実験結果から総合すると、この両者の間には何等かの関連があると推察される。即ち、#B4 では硬度の初の山で格子常数が最大に達し以後減少しているし (Fig. 5.) #B6 では硬度の第一の山と格子常数の最大値の時間とは多少はずれているが、やはりその附近から格子常数の減少が見られる (Fig. 6.)。更に #B7 では測定個数が少なかつた為に格子常数の低下を掴めなかつたが #B6 (0.10% N) にて格子常数が30hr 以後で減少しているのに対し (Fig. 7.) #B7 (0.04% N) では75hr にても減少を示さぬ (Fig. 8), かくての如く、格子常数の低下開始が含有N量の減少に従つて遅れていくという事は、前記の二段硬化過程の硬度の第一の山と谷の出現が含有N量の減少と共に遅れて現われるという傾向と一致するもので、両者の間に何等かの関連があると想像される。本報の研究範囲では是以上の断定は危険が伴うので、今後は他の方法によつてこの問題を調査していく予定である。

IV. 總括

(1) Timken 16-25-6 合金の析出硬化現象に於ける含有N量の影響を調べた。試料は高周波電気炉にて熔製後熱間鍛造し 1150°C×1hr の固溶体化処理後 700°C 800°C, 900°C にて200hr 迄時効させ硬度顕微鏡組織を調べ一部のものについてはX線による格子常数の精密測定を行つた。

(2) 時効に於ける加工効果の影響を調べる為には、析出完了処理後加工したもの、固溶体化処理後加工したもの及び固溶体化処理のもの3種について700°Cの時効を行い硬度変化及び顕微鏡組織によつて析出現象を観察した。

(3) 析出に及ぼす含有N量の影響は700°Cにては余り著しくないが800°C, 900°Cにては相當に認められる。800°Cに於ける時効硬化過程中に於ける硬度の二段過程はN量の減少と共に遅れて出現する。且この硬度の二段過程の出現時に、概ね硬度変化と平行して顕微鏡上の析出物の量にも変化が起つてゐる。900°Cにては0.16% N のものが析出硬化量は最も少いが、完了後の軟化量も亦少いことが認められた。析出物の凝集粗大化程度は時効温度が高くなる程且時効時間が長くなる程大であるが、試料別からみれば0.16% N のものが0.10% N, 0.04% N に比して析出物が細かいことが観察された。Ti にて脱Nした試料では二段硬化の現象は認めら

れず結晶粒は著しく細かく析出速度及其の硬度は最大であつた。尙、700°C, 800°C の時効には、200hr 迄の試験では未だ不充分の点があるが、これは次の機会に補い度い。

(4) 時効過程に於ける格子常数の変化については前段階で一度増加し、然る後に減少することが判つたが、この前段階での増加の理由については説明出来なかつた。而して、格子常数が増加によつて一旦最大値に達して、次に減少を開始する時間は析出硬化過程に於ける二段硬化現象の初の硬度の山、次の谷の現われる時間とほ

ぼ一致することが確認され、従つて含有N量、硬度の二段過程及び格子常数の変化の三者の間には何等かの関連があるに相違ないと結論された。

文 献

- 1) 淺野榮一郎: 鐵と鋼, Vol 38, No.5 (1952) 328
- 2) 淺野榮一郎: 鐵と鋼, Vol 39, No.5 (1953) 531
- 3) 今井勇之進: 鐵鋼協會春季大會講演會(昭和27年)
- 4) 小野健二: 鐵鋼協會春季大會 " "
- 5) 出口喜勇爾: 鐵と鋼, Vol 38, No.11 (1952) 37
- 6) 未發表

昭和 29 年 10 月號論文預告

— 論 文 —

1. 熔融炭素合金の脱炭反応に関する研究 (II) {勝 藤 昌 伸
丹 羽 貴 知 蔵
(脱炭速度に及ぼす酸素圧の影響)}
2. 鑄鋼の高温割れ傾向に及ぼす諸元素の影響 (I) 沖 進
(C, Si, Mn, P 及び S の影響)}
3. TiO₂ を含有する鋳滓による微細化黒鉛鑄鉄に関する研究 (IV) {沢 村 宏
津 田 昌 利
(S-H 鑄鉄の製造に関する二三の溶解条件)}
4. オーステナイトの混粒の新らしい表示方式について 堀 川 映 二
5. 耐衝撃工具鋼の研究 (I) {山 中 直 道
日 下 邦 男
(Si の影響について)}
6. 焼入油の老化について (II) {多 賀 谷 正 義
田 村 今 男
(礦油の老化)}
7. ガスタービン用耐熱鋼の研究 (V) {小 柴 定 雄
九 重 常 雄
8. 白心可鍛鑄鉄の脱炭特異層の生成に関する研究 (I) {茨 木 正 雄
島 野 宏

— 技術資料 —

鉄鋼のガス滲炭 錦 織 清 治

— 視察報告 —

日本の重工業、特に製鉄業に就て 印度金属学会長 フィローズ・クター