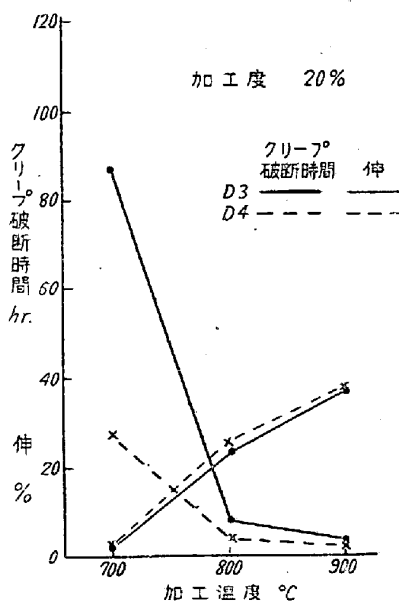


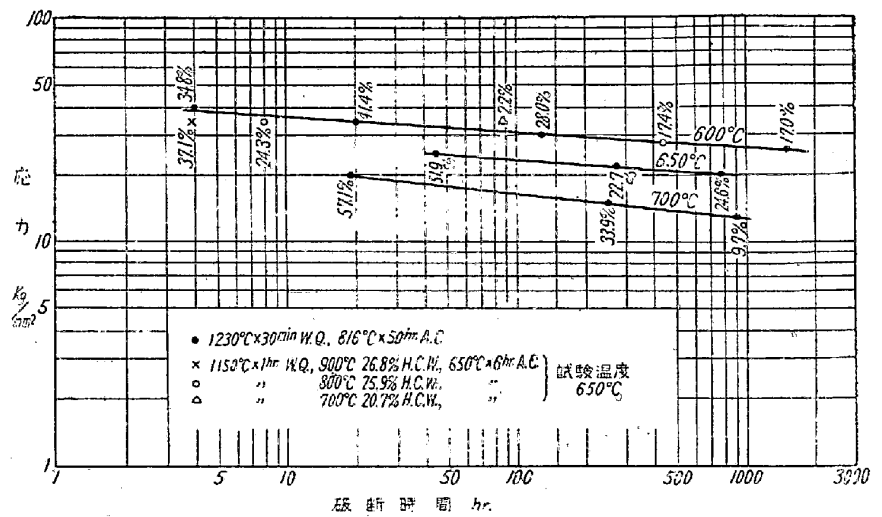
第1圖 19-9 D.L. H.C.W. の加工条件のクリープ破断試験成績に及ぼす影響
試験温度 650°C 應力 35 kg/mm²



第2圖 19-9 D.L. H.C.W. の加工条件のクリープ破断試験成績に及ぼす影響
試験温度 650°C 應力 35 kg/mm²

時間が減少することは短時間引張試験では認められなかつた所である。

標準成分の 19-9 D.L. の時効処理状態にて 700°, 650°, 600°C の試験温度で 1000 hr 迄の一連のクリープ破断試験を行つた結果(応力-破断時間関係)を第3図に示す。本図によれば 650°C にて hot cold working を施したものは、時効処理状態のものに比し約 4 kg/mm² 程度クリープ破断強度が大なることが明らかである。



第3圖 19-9 D.L. のクリープ破断試験結果

クリープ破断試験後の試験片の顕微鏡組織観察の結果破断は多くの場合粒界破断であり、Nb 添加によりクリープ破断前に粒界に生ずるミクロ的空隙の発生を防止しこれより推察するに Nb は高温に於ける粒界の強度の低下を阻止しクリープ破断時間を増加すると共に、クリープ速度を減少するに有効であると考えられる。

クリープ破断試験結果より見るに、第1報にのべた常温硬度、短時間常温及び高温引張試験結果と同一傾向又は著しく之を誇張した結果となる時と、逆の関係となることがあり、両者の相関々係は簡単には論ぜられぬことがわかる。又クープ破断試験にて比較的短時間試験の結果は長時間試験結果と必ずしも同一傾向をとらず、高温で、長時間の使用に供するこの種合金に対して長時間クリープ試験の必要性を痛感した。

(35) 耐熱鋼の研究 (VIII)

(Timken 16-25-6 合金の溶体化処理について)
Study of Heat-Resisting Steel (VIII)
(Solution Treatment of Timken 16-25-6 Alloy)

Eiichiro Asano

東都製鋼 K.K. 工 浅野 栄 一 郎

I. 緒 言

Timken 16-25-6 耐熱鋼の析出現象、加工効果の影響等については既に(I)~(VII)に亘つて報告して来た。是等の実験に於いては、固溶体化処理を一般に 1150°C~1200°C, 1 hr. という条件で施した。一方熱間加工後の固溶体化処理の温度、時間等の相違による試料の硬度変化、組織の差、結晶粒度の差等について調べ、且つ固溶

体化処理の相違が、その後の時効硬化に及ぼす影響について報告した。

しかしながら、一般には固溶体化処理が夫以前の造塊熱間鍛造等に於ける析出物を再び固溶し、且つ材質の均一化を計るという目的にあるが、本合金に於ける析出物の溶体化に関する問題には迄殆んど触れてこなかった。本報では此の問題を採り上げ、析出物の溶体化に就いて加熱温度、時間等の影響を硬度、組織等の点より調査した、

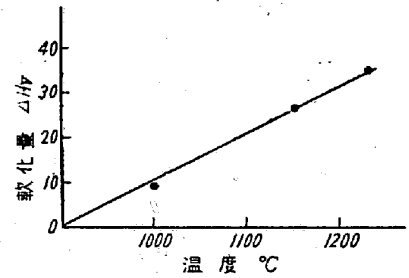
試料は Timken 16-25-6 の標準成分のもの、その含有 N 量の異つたもの及びこれらに対応して C 量の異つたもの、更に脱 N の為に Ti を僅か添加したもの等約 10 種類を使用した。

II. 実験方法及び結果

析出物の固溶性を考える場合に、その析出状態に先ず問題があり、本報では二種類の析出状態—即ち (a) 固溶体化処理後これを 950°C 附近に迄徐冷して、その後 950°C から 700°C 迄比較的長時間加熱しながらゆつくりと温度を下げて析出を完了させた試料、(b) 固溶体化処理後 800°C で 150 hr. 時効して硬度を安定最高硬度附近に上げ、且つ析出が多量に出ている試料—の兩者を採つた。

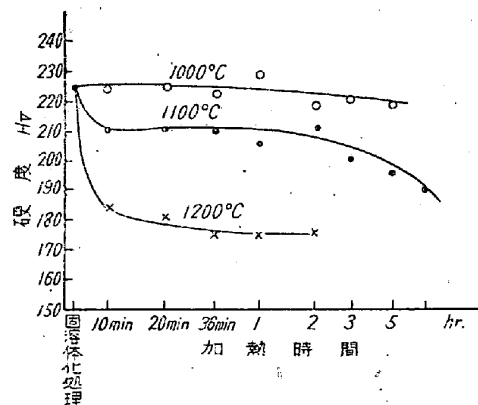
(a) 析出完了処理後の試料は時効硬化の最高硬度の時期を既に過ぎて、析出物が凝集された状態となつているので、その硬度は余り高くない。此等の試料を夫々 1000°C、1100°C、1230°C の各温度で 2 hr づつ加熱し軟化量及び析出物の固溶化量を観察した。第 1 図. は標準成分 (但 0.10% N) の試料の一例で、1000°C で多少の軟化が認められ、1150°C、1230°C となるにつれて軟化量が大きくなる。一方、組織は析出完了処理後には、凝集した析出物が粒界、粒内に相当量が認められたのが 1000°C × 2 hr. の加熱によつて可成り溶け込んで析出量は減少し析出物の大きさも小さくなって来る。1150°C × 2 hr. の加熱では析出物は殆んど溶け込み結晶粒は成長し焼鈍双晶が現われてくる。1230°C × 2 hr. の加熱ではこの状態が更に進行している。低 C の試料では、一般に第 1 図. の如き型が、或いは 1150°C で既に一応の軟化が終了すると云う型を示しているが C 量の稍多い試料では、軟化の起る時期が多少おくれ、1000°C、1100°C では余り軟化せず 1230°C にて始めて軟化の認められる場合が多い様である。

(b) 固溶体化処理後 800°C × 150 hr. 時効した試料は、一般に安定硬度に到達する。是等の試料を 1000°C、



第 1 図 試料 # B 6

1100°C、1200°C の 3 種の温度で 10 min ~ 7.5 hr. 迄固溶体化加熱して軟化量を調べ、併せて顕微鏡組織によつて析出物の溶体化の状態を観察した。これによると全般的には、1000°C の加熱では析出物の溶体化が行われる試料と行われない試料とがある。組織を鏡検して溶体化しないのが認められる試料では硬度の方も軟化が殆んど認められず、一方組織上で析出物の溶体化が相当に認められる試料では、硬度でも軟化が著しい。次に 1100°C、1200°C の加熱では析出物は比較的容易に溶体化し且つ軟化も著しい。特に 1200°C に於いては 10 min の加熱後に析出物は固溶し結晶粒も成長して、焼鈍双晶が見られるようになる。1100°C では 10 min の加熱によつて析出物の溶体化は不完全であるが、加熱時間が延びるにつれて析出物は溶体化し、結晶粒も成長し、焼鈍双晶が認められるようになる。第 2 図は試料 # B 4 (標準成分) の場合のデータの一例であり 1000°C の加熱では 5 hr 後でも軟化は認められず、一方析出物の溶体化も行われない。しかし 1100°C では 10 min にて軟化が現われ 3 hr. 以後は一層著しく析出物の溶体化も硬度の変化に伴つて行われる。1200°C では 10 min の加熱で軟化が一応完了し析出物は殆んど溶け込んでしまつている。



第 2 図 試料 # B 4

III. 総 括

本合金に於ける析出物の固溶体化現象を調べる為に析出の 2 種の状態 (a)(b). を、1000°C ~ 1230°C の温度に

て加熱して析出物を順次溶体化させ、これを組織の観察と硬度に於ける軟化量とから調べ、溶体化に於ける加熱温度、時間、及び試料の成分等の関係を検討した。尙、かように長時間の時効によつて凝集した析出物は、熱間鍛造の途中、或いはその他の短時間の加熱によつて現われた凝集前の析出物に比較して、溶体化困難のものであるから、実際作業中の固溶体化処理の条件は、本報の結果よりも緩和されると思われる。

(使用試料の化学成分は、耐熱鋼の研究(K)の前刷中に含まれている。)

(36) 耐熱鋼の研究 (IX)

(Timken 16-25-6 の析出に及ぼす C, Mo, N の影響並に析出に関する二、三の研究)

Study of Heat-Resisting Steel (IX)

(The Influence of C, Mo, & N on Precipitation and Some other Phenomena about Precipitation of Timken 16-25-6 Alloy)

Eiichiro Asano

東都製鋼K.K. 工 浅野栄一郎

I. 析出に及ぼす C, Mo, N の影響について

現在迄に著者が行つて来た実験では主として本合金の標準成分のもの及び、含有N量の異つたもの等の試料についてであつたが實際上では C, Mo, N 量等がどの範囲迄許容されるかという点が問題になる。C, Mo, N 量の変動による影響は析出、加工効果等にひろく関連し且つ夫々の温度等にも深い関係のあることと想像されるが、本報では取敢えず 800°C に於ける析出現象に及ぼす影響について報告する。

試料は現在迄に使用したものに加えて、種々の成分のものを得る為に 150 gr ずつの少量の溶解によるもの 22 種を加えて実験を行い、1200°C×1 hr の固溶体化処理後 800°C にて 1 hr から 200 hr 迄時効し、その途中に於いて随時硬度を繰り返し測定し、又 200 hr 時効後の組織を檢鏡して、析出の状態を調べた。含有成分を変動した場合に、時効硬度に最も顯著且つ比較的規則的な影響を示すのは C 量である。C 量が高いと固溶体化処理後も硬度が高く、更にこれを 800°C にて時効せしめた場合にも C 量の高いものの方が常に硬度が高い。時効中の硬度も含有 C 量の順に低くなつていく。第 1 図及び 2 図はその一例で、第 1 図は C 量の異つた 3 種の試料の固溶体化処理後の試料の硬度であり、第 2 図は夫を 800°C にて時効せしめた場合の硬化曲線である。これによると C 量の最も多い #C9 が最も硬く、C 量が減るにつれて硬

度も下つている。以上の傾向は、種々の異つた Mo, N 量の試料について C 量を変えた場合殆んど全般的に認められるが、一方固溶体化処理直後の硬度を標準としての、夫以後の硬化量については、この傾向は認められず、むしろ逆になる場合の方が多かつた。Mo 量の影響については C 量の如き一貫した影響は認められず、これは Mo より C 量の方に多く影響される為であつたと思われる。尙是等の C, Mo, N 量の影響は、著者の使用した試料の成分範囲に於ける結果である。尙、#B4~#B10 迄の試

第 1 表

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	N
#B 4	0.10	0.54	1.24	24.82	16.00	5.89	0.16
#B 5	0.05	0.76	1.38	24.32	17.70	6.36	0.11
#B 6	0.04	0.75	1.33	24.32	17.43	6.22	0.10
#B 9	0.03	0.99	1.21	25.66	18.15	6.82	Ti脱N
#B10	0.02	0.74	1.32	24.12	17.43	6.29	0.04
#C 1	0.14	1.09	1.28	23.62	16.89	5.91	Ti脱N
#C 3	0.20	1.02	1.32	25.74	17.58	5.64	0.08
#C 4	0.15	1.06	1.30	24.53	16.65	6.01	0.12
#C 5	0.17	1.12	1.31	25.29	15.94	5.35	0.14
#C 7	0.17	1.10	1.32	23.80	17.46	5.78	0.04
#C 8	0.18	2.17	1.45	25.61	15.58	4.22	0.08
#C 9	0.15	1.13	1.26	24.82	16.08	5.49	0.12
#C10	0.19	2.23	1.54	25.08	16.00	4.68	0.14
#C11	0.23	2.15	1.37	24.54	17.09	5.25	Ti脱N
#C12	0.22	2.09	1.42	24.36	17.12	4.26	0.04
#C13	0.23	2.03	1.38	23.94	16.68	4.40	0.08
#C14	0.23	2.31	1.62	26.09	17.12	4.78	0.12
#C16	0.20	2.05	1.36	24.06	16.84	5.41	Ti脱N
#C18	0.05	0.75	1.27	25.32	17.17	5.23	0.10
#C19	0.04	0.77	1.36	25.32	17.55	5.23	0.16
#C20	0.07	0.72	1.36	25.21	17.44	5.26	Ti脱N
#C21	0.09	0.71	1.33	25.64	17.15	5.53	0.04
#C22	0.11	0.71	1.22	25.96	17.53	5.66	0.10
#C23	0.11	0.78	1.29	25.10	17.42	5.26	0.16
#C24	0.04	0.81	1.44	25.53	17.51	5.46	0.10
#C26	0.04	0.84	1.69	30.21	0.00	7.43	Ti脱N
#C27	0.11	0.75	1.50	25.74	17.76	5.19	0.12
#C28	0.04	0.80	1.27	25.96	17.72	3.93	Ti脱N

註 #B (5~10) は 6 kg 溶解。

#C は 150 gr 溶解。

料では、前回迄の実験にも認められる如く 800°C×200hr の時効では軟化の傾向が現われていなかったが、今回の C 量の多い試料では 150 hr 以後に軟化が認められている。他方 C 量の低いものにも、Mo 量の稍少ないものでは 150 hr 以後に軟化が現われているが、かのように軟化が 150 hr 以後に既に現われてくる原因として Mo 量が一因子をなしていることは想像されるが、C 量も影響するものかどうかは断定出来ない。

II. 粒内に於ける析出物の方向性に就いて

本合金の時効過程に於ける種々の試料を檢鏡していくと、粒内に於ける析出物に或る方向性が見出される。