

粉末冶金法による Ni 基合金の高温引張特性に及ぼす熱処理条件の影響

小泉 裕*・冨塚 功*²・原田 広史*
前田 達之*³・中沢 静夫*・山崎 道夫*²

Effects of Thermal History on High Temperature Tensile Properties of HIP-consolidated Powder of a Ni-base Superalloy

Yutaka KOIZUMI, Isao TOMIZUKA, Hiroshi HARADA,
Tatsuyuki MAETA, Shizuo NAKAZAWA and
Michio YAMAZAKI

Synopsis :

A study was made on effects of conditions of heat treatment on tensile properties at 760°C for HIP-consolidated powder of a Ni-base superalloy with a designed γ' -phase content of 65%.

The heat treatment comprised two or three stages : solutionizing, (intermediate heat treatment), and aging.

Experimental Yield-Strength (YS) and Ultimate-Tensile-Strength (UTS) were classified into two levels, depending on the conditions of heat treatment. The classification matched well with the difference of size of γ' -phase. Gamma-prime phase was fine and experimental YS and UTS were high, when cooling after solutionizing was rapid, or when an intermediate heat treatment at comparatively high temperature was applied. The reverses were the case when the rate of the cooling or the temperature of the intermediate heat treatment was reversed.

Rupture elongation significantly varied depending on the conditions of heat treatment. The variation, however, was not accounted for by change of structure. Elongation was large when cooling after solutionizing was slow, while it was small when solutionizing was prolonged, when cooling after it was rapid, or when an intermediate treatment was applied.

The best performance was obtained when a specimen was solutionized for 1 h and air-cooled thereafter, followed by aging without intermediate treatment.

Key words : Ni-base superalloy ; HIP-consolidation ; powder metallurgy ; tensile properties ; heat treatment.

1. 緒 言

γ' 析出強化型のニッケル基合金は使用前にある種の熱処理を行うのが普通である。その目的は材料の組織を整え、その組成で所要の特性が最大限に発揮できるようにすることにあり、析出強化型の耐熱ニッケル基合金の場合は、析出相となる γ' 相の大きさと形状を整えること、結晶粒の大きさと形状を整えること、さらに炭化物等の別の種類の析出物の形態や量を調節することなどを

意図している。

熱処理については、ニッケル基合金だけに対象を絞っても非常に多くの報告があるが、事前に与えられている条件や、処理の際に制御可能な因子の数が非常に多いことから、すべての場合に適用できるような万能の条件というものも確立されておらず、また、最適の熱処理条件を見出すための簡単な方法というものも存在しない。そのため、熱処理の最適条件は材料とその使用目的に合わせて個別に選定することを余儀なくされる。

昭和 63 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 7 月 4 日受付 (Received July 4, 1988)

* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

*² 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

*³ 金属材料技術研究所 (現: 都立小金井工業高等学校) (National Research Institute for Metals, Now Koganei Technical High School)

本研究は、ニッケル基合金の中でも比較的相平衡に達するのに長時間を要すると考えられる高タンゲステン合金¹⁾の粉末から作製した一定組成の HIP 材を試料とし、溶体化の温度を一定として、溶体化処理の時間、溶体化処理後の冷却速度、溶体化処理後の中間熱処理の有無とその温度、時効処理の有無などの因子を変動させて、これらが 760°C での引張特性にどのように影響するかを検討したものである。

2. 実験方法

2.1 合金

今回の実験にはニッケル合金の粉末を HIP で固化したものの (HIP 材) を使用した。用いた合金のメルティンゲストックの分析組成を Table 1 に示す。この合金は金属材料技術研究所が超塑性鍛造用の γ' 析出強化ニッケル基合金として特に開発したもので、その γ' 相の含有量は 760°C 付近で 65% と計算されている。HIP 材は、この合金をガスアトマイズ法で粉末とし²⁾、その 150 メッシュ以下の粒分を鋼製の容器に詰め、1000 気圧、1100°C で 2 h の HIP 処理をして作製した。

2.2 熱処理

得られた HIP 材から 1 cm × 1 cm × 5 cm 程度の棒材を多数切り出し、これについて Fig. 1 に示すようなパターンでの熱処理を行った。

このうち、図の最上段のパターンは第一段の熱処理時間を変えたシリーズで (試料 A, B, C, D)、この際の操作は、あらかじめアルゴンガスを流しながら 1250°C に保持してある炉に上述の棒材を入れ、棒材につけてある熱電対の指示温度が 1250°C に達してから所定の時間保持する方法によった。なお、昇温に要した時間は約 10 min であった。保持時間は 30 min (試料 A)、1 h (試料 B)、2 h (試料 C)、4 h (試料 D) とした。この 1250°C は予備実験の結果からこの合金の γ' 相のソルバス温度より若干高い温度と推定された温度である。なお、1250°C での熱処理を本報では溶体化処理と呼ぶこととする。所定の時間に達したところで、試料を空気中に取り出し、放置もしくは家庭用の扇風機で風を送りながら、いつたん室温まで冷却した (760°C までの平均冷却速度 9°C/s)。室温まで冷却された試料は引き続いて 760°C に保った炉に入れ、試料に装着した熱電対の温度の指示値が 760°C になるまで昇温し、その時点から 20

h 保持して、しかる後空気中に取り出して放冷した。この 760°C での熱処理を本報では時効処理と呼ぶこととする。

図の中段は冷却速度を変えた試料 (試料 E, F) で、上で述べた溶体化処理のための加熱を 1 h 行つたのち、それぞれ次のようにして冷却したものである。

- 油冷 (試料 E): 所定の時間溶体化のための加熱を行つたのち、炉から取り出し、すばやく約 4 l の油に投入して室温まで冷却 (760°C までの平均冷却速度 61°C/s)。

- 炉冷 (試料 F): 所定の溶体化のための加熱を行つたのち、試料を炉の中に保持したまま炉の供給電力を調節して、Fig. 1 のような速度で 760°C まで冷却し (760°C までの平均冷却速度 0.1°C/s)、その後は室温まで放冷。ちなみに、上に述べた試料 B はこの段には示されていないが、このシリーズの試料の一つと考えることができる。また、冷却後の各試料は上で述べたのと同様の方法で時効処理した。なお、この段には便宜上時効処理を行わない試料 (試料 K) の熱処理パターンも示してあるが、これは上で述べた方法で 1 h の溶体化と油冷のみを行つて作製したものである。

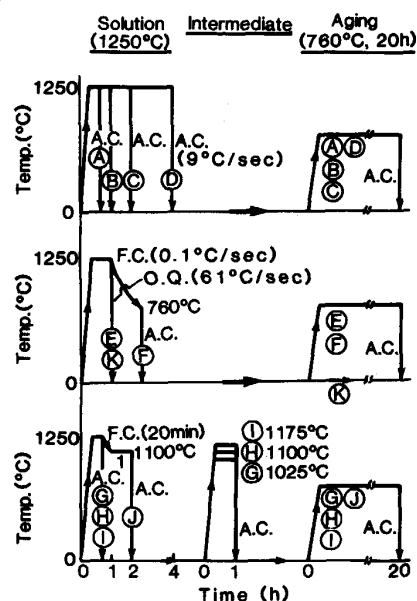


Fig. 1. Pattern of heat treatment of specimens. Letters in a circle stands for the specimens. F.C., A.C. and O.Q. stand for furnace cooling, air cooling and oil quenching, respectively. Their average cooling rates were 0.1, 9.0 and 61°C/s, respectively.

Table 1. Analyzed composition of employed melting stock (wt%).

| Ni | Co | Cr | W | Al | Ti | Nb | Ta | Hf | Zr | C | B |
|---------|------|------|-------|------|------|------|------|------|------|------|-------|
| Balance | 8.46 | 8.12 | 11.98 | 5.11 | 0.84 | 0.03 | 4.17 | 0.90 | 0.04 | 0.02 | 0.017 |

Table 2. Sizes of crystalline grains and γ' -phase (μm).

| Specimens | A | B | C | D | E | F | G | H | I | J | K |
|----------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| Grain size | 33 | 22 | 35 | 37 | 28 | 38 | 35 | 29 | 34 | 31 | 30 |
| γ' size | 0.25 | 0.18 | 0.18 | 0.18 | 0.18 | 0.62 | 0.18 | 0.18 | 0.37 | 0.62 | 0.18 |

図の下段は中間熱処理を行った試料 (試料 G, H, I, J) のパターンで, 試料 J を除いては上で述べた溶体化処理を 30 min 行ったのち, 室温まで冷却し, その後ほぼ時効処理に準じた方法で 1025°C (試料 G), 1100°C (試料 H), 1175°C (試料 I) の温度で 1 h 熱処理を行い (本報ではこの熱処理を中間熱処理と呼ぶ), さらに上述の時効処理を行った. 一方試料 J は, 30 min 溶体化処理加熱後, 炉の加熱を中止し, 炉から取り出さずに 1100°C まで冷却 (その間の温度の低下はほぼ Fig. 1 のとおり), 引き続いて 1100°C で 1 h の中間熱処理と時効処理を行ったものである.

各試料の熱処理後の結晶粒および γ' 相の大きさの平均値は Table 2 に示したとおりとなった.

2.3 引張試験

引張試験には, 熱処理を行った後各試料から機械加工によって作製した平行部直径 3 mm, 標点間距離 15 mm 試験片を使用した. 試験に当たっては, まず試験片をインストロン型の試験機に装着し試験片温度測定用の熱電対先端を試験片平行部にニクロム細線で密着固定し, さらにこの部分をカオウール繊維で覆った後, 赤外線加熱方式の炉を用いて 760°C まで昇温, その温度 ($\pm 1^\circ\text{C}$) に 15 min 保持した後, 伸びが 0.2% に達するまでは 0.05 mm/min, その後は 1.0 mm/min で引張変形を加えた.

3. 結果と考察

3.1 破壊のパターン

破壊のパターンを解析することによって熱処理条件と引張特性との関係の考察が容易になると考え, まずこれについての検討を行った.

今回の実験では, 定性的には, 引張試験の応力-歪み曲線の形に熱処理条件による差は認められなかった. すなわち, 曲線はモデル的に示すと Fig. 2 のように変形の当初に急激な応力の増加があつたのち (領域 B), ある時点で横に寝はじめ, 最後に応力がほとんど変化しないで伸びが増加する部分があつて (領域 C), そのまま破断に至つた. このうち領域 B の部分は, 多くの熱処理条件のもとで, 定量的にも同一で, 0.2% 耐力が熱処理条件によって影響を受けないことが多いことを示していた.

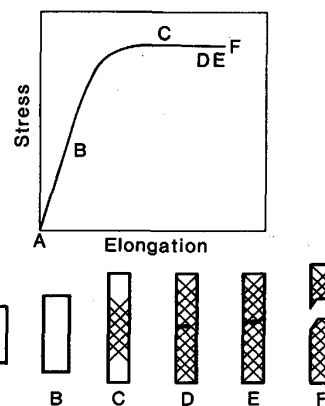


Fig. 2. Scheme of crack propagation and position of each step in stress-elongation curve (Size of the specimens are not in proportion).

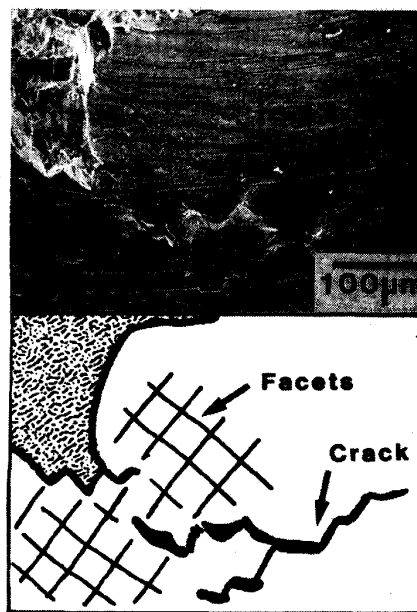


Photo. 1. Facets and cracks seen on the outer surface of specimen in the vicinity of rupture section (Specimen G). Direction of stress : vertical in the picture.

破断部のマクロフラクトグラフは試料によって多少異なつたが, これも定性的には熱処理条件の影響をあまり受けず, モデルとしては Fig. 2 の F のようなもの, すなわち引張方向と 45° の方向をなす二つの面と, 引張方向と垂直な方向の一つの面との三つの面からなつていた. なお, いわゆる絞りはほとんど認められなかった.

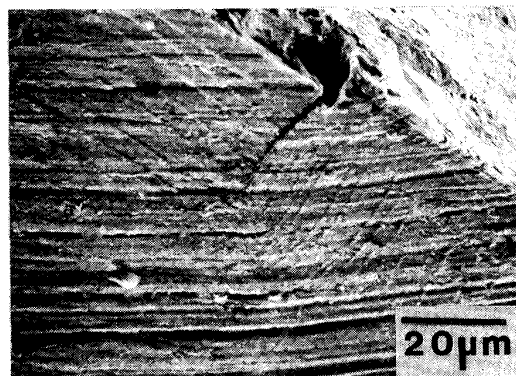


Photo. 2. Slip bands seen on the outer surface in the vicinity of rupture section (Specimen H). Direction of stress : vertical in the picture.

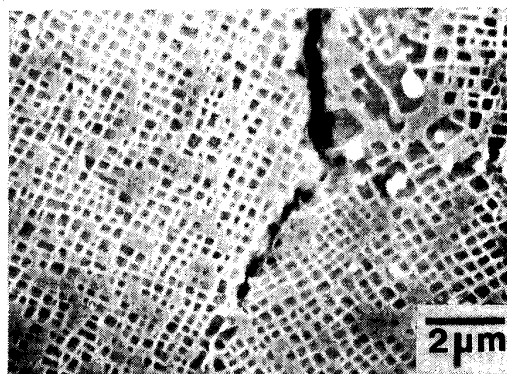


Photo. 3. Intra-grain crack seen in longitudinal cross-section (Specimen H). Direction of stress : holiizontal in the picture.

SEM で試験片の破断部附近の側面を観察したところ、そこには二つの異なつた方向に走る起伏線が多数認められ、その結果試験片の側面には無数のファセットが形成され、起伏線の所所にき裂が開いていた (Photo. 1)。起伏線の間隔は同一試験片ではほぼ一定で、熱処理条件による差もさほど大きいものではなく、ほぼ 30-50 μm の範囲にあつた。この起伏線の周期が Table 2 の平均結晶粒径とほぼ近い値となることや、Photo. 1 のき裂の部分は粒界破面であることから、起伏線間のファセットの各面が厳密に 1 個の結晶粒に対応するかどうかはさておき、統計的には各結晶粒と対応関係にあるものと思われる。このような起伏線とは別に Photo. 2 のような極めて間隔の小さい明瞭な平行線が認められることがあり、その方向は必ずしも起伏線の方とは一致していなかつた。この細かい平行線は結晶内に生じたすべり帯であろうと思われる。

SEM や光学顕微鏡で試料の断面を観察したところでは、破断部の極く近傍を除けば、き裂やすべり帯はまれ

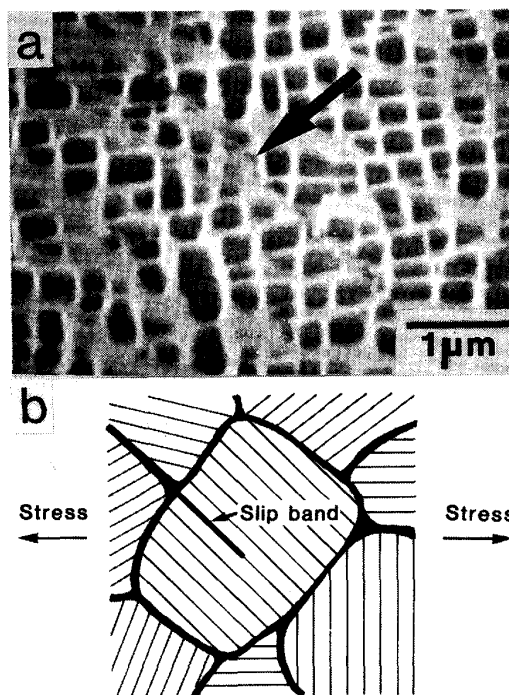


Photo. 4. Slip band seen in longitudinal cross-section (a) and its scheme (b) (Specimen H).

であつた。すなわち Photo. 3 や Photo. 4 はこの試料の断面から得たもので、Photo. 3 は明らかに粒界の破断であり、Photo. 4a は多量にかつ整合的に析出している γ' 相の形状のずれから、明らかに粒内すべりであると断定できるが、このような場合はそれぞれ一例ずつ観察されたに過ぎなかつた。Photo. 4a のすべり帯は Photo. 4b のように引張方向と 45° をなす粒界面の延長線上に見られたもので、この線は析出している γ' 相の形状から判断して (111) 面もしくは (110) 面上にあると考えられる。なお、すべり帯は結晶粒内を完全には貫通しておらず、粒内の次の結晶粒子の境に比較的近い領域でいずれへともなく消えるような形で終了していたが、この原因は、すべり帯の延長上にある隣の結晶粒の結晶学的な方位がすべり帯の進行を妨げる方向に位置していたことにあつたためと考えられる。

破断面を SEM で観察した結果では、熱処理条件によつては、明らかに粒内破断と認められる場所も存在したが、これはむしろ少数で、そこに露出している面の大多数は粒界面であると思われた。

これらの所見を総合的に考えると、今回の実験では試験片の変形から破断までの過程はいずれの熱処理条件でも共通で、次のように進行したものと思われる。

・まず、当初の試験片 (Fig. 2 の状態 A) の軸方向に応力が加えられると、弾性変形が進行する (領域 B)。

・弾性変形がある程度進むと、応力の方向と 45° をなすある面に沿ってすべりが生じ始め、これが次々と異なつた場所で起きて応力-歪み曲線が塑性変形領域に移行する(領域C)。ただし、Photo. 4 や破面の観察結果から見て、実際のすべりは、完全にこの 45° の面にそつて進行するのではなく、これに近い粒界面を主とし、その附近の結晶の局所的な変形を従として進行し、粒界面がこの 45° の面に平行で、その先にすべりやすい結晶面が続いているような特殊な場合に限り、粒内にも典型的なすべりが進行すると考えられる。この際、場所によつて少しずつ変形抵抗に差があるため、変形は試験片全体で同時に一様に起きず、試験片内で少しずつ場所を変えて進行し、実質的には応力を増すことなく、試験片全体の伸びが増す結果となる。

・しかし、ある時点になると、すべりの起きた面が完全に単一の結晶面ではないために、試験片内にいろいろな無理が蓄積し、ついにはある点を起点としてき裂が顕在化し、これが主として粒界を伝わつて応力方向に垂直な面内に急速に拡大する(点D)。

・その後の割れは、まず応力に垂直な面内に拡大し、次いで方向を変えて既に存在するすべりの面に沿つて進行する(点E)。

・最後に極く短時間のうちに一挙に破断に至る(点F)。

3.2 溶体化処理時間の影響

溶体化処理の目的は、結晶粒の中に析出している析出相(この場合は γ' 相)をマトリックス相の中にいつたん完全に溶解させることにあり、この目的が達成されれば、溶体化処理の時間は短いに越したことはない。しかし、具体的にどのくらいの時間をかければ十分であるかは実験的に決めることとなるため、これを 0.5 h から 4 h の範囲で変動させ、得られた試料の組織観察と引張試験を行った。その結果、今回の実験では 0.5 h の溶体化

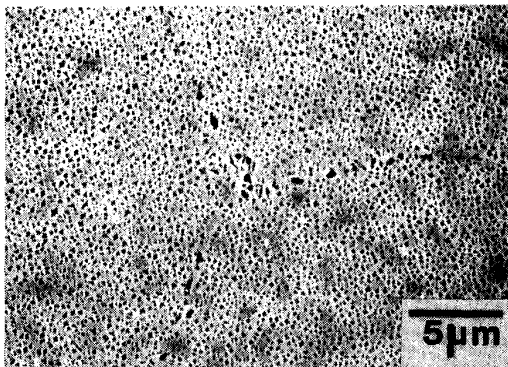


Photo. 5. Structure of the specimen solution-treated for 0.5 h (Specimen A).

処理でも、溶け残りと思われるような γ' 相は観察されず、溶け込ませるといふ点に限つて見れば、溶体化処理は 0.5 h で十分であることが確認された(Photo. 5)。

一方溶体化処理時間と引張特性との関係を見ると、Fig. 3 のようであつた。この図から明らかなように、時間が 0.5 h から 1 h に増すと耐力・引張強さ・伸びともやや上昇し、その後は耐力・引張強さにはほとんど変化が無く、伸びだけが減少する傾向にあつた。このうち、0.5 h から 2 h までの間の測定値は相互の差が小さく、これが有意であるかどうかは疑わしいが、これら 3 点と 4 h のプロットの間には伸びで 1.5~2.7% の差があることから、著しく長い時間の溶体化処理を行えば、伸びが減少することは間違いないようである。溶体化処理の

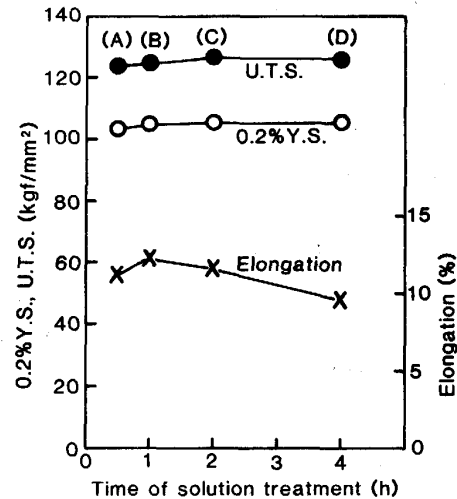


Fig. 3. Variation of tensile properties in terms of time of solution treatment.

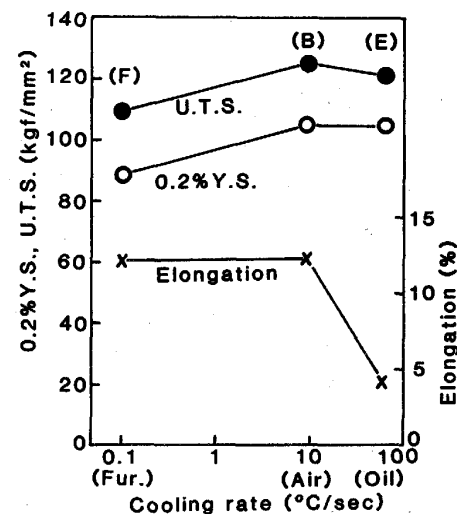


Fig. 4. Variation of tensile properties in terms of cooling rate.

時間を長くするとなぜ伸びが低下するかは興味のあるところであるが、光学顕微鏡や SEM で断面や破面の観察をした限りでは、ここに挙げた四つの試料の間には、Table 2 に示すように結晶粒度、析出 γ' 相の大きさおよび形状の間にはこの傾向を説明するような差は認められなかった。

3.3 冷却速度の影響

溶体化処理後の冷却速度と引張特性との関係については、試験温度が今回の実験より若干低いものの、René 95 を用いた実験データの報告がある³⁾。これによると冷却の速度を小さくすると、破断伸びが大きくなる反面、耐力や引張強さは小さくなる傾向にあるという。溶体化処理後の冷却速度を大きくすると、 γ' 相の大きさが減少することは自明であるから、耐力、引張強さ、伸びなどが γ' 相の大きさのみで決定されているとすれば、このような関係は容易に理解できるものである。

今回の実験では、当初は水冷、油冷、空冷、炉冷の四つの方式で冷却を行った場合の特性を比較することを試みたが、このうち的水冷の試料は、冷却中にき裂が生じたので、実際には残りの三者についてのみデータを比較した。その結果は上述の報告と多少相違し、Fig. 4 に示したようになった。すなわち、耐力と引張強さは油冷から冷却速度を下げて空冷にしてもほとんど変化が無く、冷却速度をさらに下げて炉冷にした場合に、はじめてかなり低下した。一方、伸びは油冷から空冷にした場合には著しく増加したが、空冷から炉冷にしてもそれ以上には増加しなかった。今回の実験の結果が文献³⁾の結果と相違したのは、冷却速度を上のように変化させても、結晶粒内の γ' 相の大きさが期待したような順序に変化しなかったか、 γ' 相の大きさは期待したとおりに変化したか、特性の変化と γ' 相の大きさの変化との間に相関関係が無かつたかのいずれかであると考えられるが、Table 2 に示すように今回は、この両者が関係したとするのが妥当であろうと考えられた。すなわち、観察の結果によれば油冷の場合と空冷の場合とでは γ' 相の大きさには実質的な変化はなく、空冷と炉冷とでは後者の方が明らかに γ' 相が大きくなっていた。これと Fig. 4 の結果をあわせて考えると、耐力や引張強さの変化は γ' 相の大きさと直接関係があつたが、伸びの変化と γ' 相の大きさとは全く関係がないとすることができる。

3.4 中間熱処理の効果

一般に 2.2 で述べた中間熱処理は結晶粒内の析出相の成長を促して伸びの増加をはかつたり、結晶粒界その他に炭化物などを析出させて粒界などの強化をはかつた

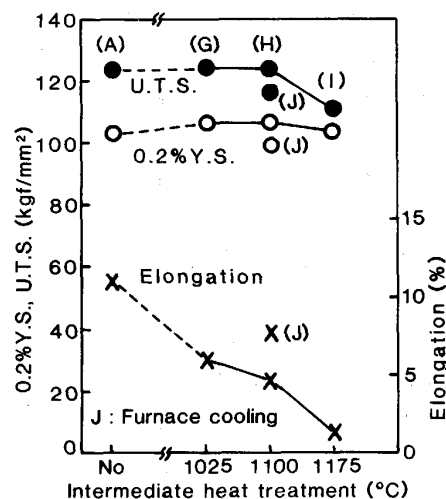
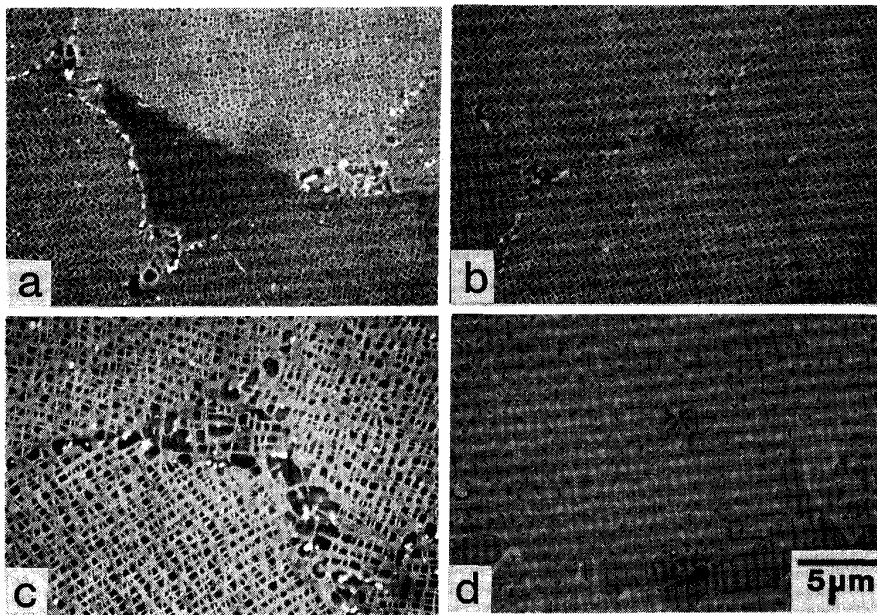


Fig. 5. Variation of tensile properties in terms of temperature of intermediate heat treatment.

りすることを目的に行われる。しかし、伸びの増加は耐力や引張強さの低下を、また粒界強化は伸びの低下をそれぞれ伴うことがあるので、中間熱処理は両刃の剣の趣があり、場合によつては期待したものと全く逆の効果を生むこともあり得る。今回の実験の結果は Fig. 5 に示したように、どちらかといえば後者に属するものであつた。

Fig. 5 から明らかなように、耐力や引張強さは二つのグループに分けて考えることができる。その一つは、これらの特性が中間熱処理を行わない場合と変わらないもので、中間熱処理温度 1025°C の試料 G や中間熱処理 1100°C の試料 H がこれに属する。残りの一つはこれらの値が若干低いもので、中間熱処理温度 1175°C の試料 I と溶体化処理から直接（室温に下げることなく）炉冷によつて中間熱処理に入つた試料 J がこれに属する。これらの試料を SEM で観察した結果によれば、Photo. 6 に示すように試料 G や試料 H の γ' 相の大きさは、中間熱処理を行わなかつたものの γ' 相の大きさと等しく、また試料 I と試料 J の γ' 相の大きさは、これらよりかなり大きくなつていたので、今回の耐力や引張強さの差は、前節同様 γ' 相の大きさによつて説明できるものとしてよいと思われる。

一方伸びの結果は、1) 溶体化処理後空冷した場合は、中間熱処理の温度が高いほど小さくなり、2) 中間熱処理の温度が一定の場合は、溶体化処理から中間熱処理への移行を空冷でいったん室温に下げた後から行うより、直接炉冷によつて行う方が大きくなる、という二つの傾向に要約することができる。まず最初の傾向であるが、Photo. 6 で γ' 相の大きい試料 J の伸びがさほど小さく



a : Specimen G b : Specimen H
c : Specimen I d : Specimen J

Photo. 6. SEM pictures for the specimens subjected to intermediate heat treatments.

ないことから、その原因が γ' 相の大きさと関係が無いことは明らかである。そして、破断が圧倒的に粒界破断であることを考えると、これは中間熱処理が粒界の早期の破断をもたらす、すなわち中間熱処理を行うと Fig. 2 の D の段階が比較的早期に訪れるようになるためではないかと推定される。中間熱処理を行うと、なぜ破断が早期に現れるかについては想像の域を出ないが、これにより脆性の強い金属間化合物や炭化物などの介在物が結晶粒界に形成されるためである可能性があり、その根拠としているのは、Photo. 6 で試料 G や試料 H の結晶粒界には白い膜状のものが認められたことである。ただ、ここで問題となるのは、試料 I では伸びがいつそう小さくなっているのにこのようなものが認められないことで、これが 1175°C という高い温度では、全く別の機構で粒界が脆くなっていることを意味するのか、機構そのものは定性的には同一であるが、析出してくる物質が SEM で認識できない別種のものであるためか、または粒界が脆くなっていると考えること自体が誤っていることを示しているのかは、今のところはずきりしていない。

伸びの低下がこのような脆い相の粒界への析出によるものとするれば、相対的に伸びの低下の小さい試料 J はこのような析出物が当然少ないはずであるが、Photo. 6 から明らかのようにこれは事実と一致している。試料 J ではこのような物質がなぜ析出しないかが問題となるところであるが、これについては一つの可能性として粒界の残留応力を考えることができる。すなわち、溶体化処理後空冷のように比較的早い速度で室温まで冷却した場合には、ある程度の応力が粒界に生じ、これを再び中間

熱処理程度の温度まで加熱すると、この残留応力を打ち消すために粒界に何らかの物質が移動して来るが、この移動して来た物質が脆いために結果として中間熱処理を行うと伸びが低下することが考えられる。この考えによれば、溶体化処理後炉冷によつて緩慢に中間熱処理に移行した場合には、この粒界の残留応力は少ないはずで、これにより粒界の析出物も当然減少し、伸びの低下も小さくなるのが必然的に予想される。

3.5 時効処理の効果

今回 760°C で時効処理を行った主な理由は、仮にこれを行わないで、溶体化処理の温度から短時間のうちに冷却した試料を 760°C で引張試験を行ったとすると、元来 760°C で析出すべき γ' 相が平衡量まで析出しておらず、これがため、試験の際にこの析出が進行し、得られたデータが、その試料本来のものとは異なったものになるのを防ぐことにある。

しかし、時効処理を行わない場合に得られるデータが、行った場合と異なるものかどうか、また異なるとすれば良くなるのか悪くなるのかは必ずしも明らかでない。そこでこれを検討するために、溶体化処理後油冷した試料について、その引張特性を、時効処理を行わない場合と行った場合とで比較してみた。ただし、時効処理を行わない場合でも、引張試験での変形の開始に先立つて行う 760°C で 15 min の定温放置の過程は同様に行つたので、厳密に言えば時効処理が 20 h + 15 min の場合と単に 15 min の場合とを比較したことになる。

得られた結果は、Fig. 6 のように時効処理によつて耐力と引張強さが増加し、伸びが減少するようなものとな

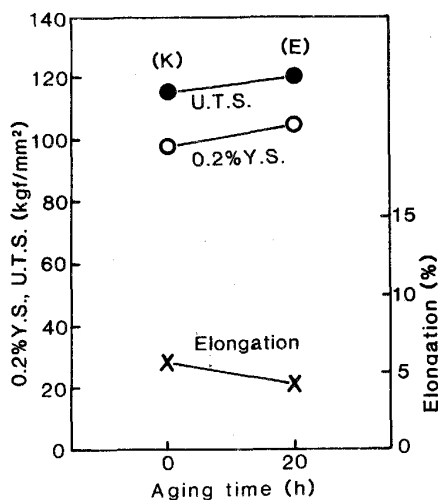


Fig. 6. Effect of aging treatment on tensile properties.

った。このような結果は γ' 相の量が増した場合と軌を一にするものであるから、おおむね予想のとおりとすることができるが、時効処理による変化は油冷のように比較的急速な冷却の場合でもさほど大きいものではなかつたので、空冷の場合にはさらに小さいものとなるのではないかと予想される。

4. 結 言

MarM247 類似の組成の開発ニッケル基合金の粉末の HIP 材を熱処理する際に、その条件が 760°C での引張特性にどのような影響を持つかを検討し、次の所見を得た。

1. 試験の際の耐力と引張強さは熱処理条件によってほぼ2水準に分かれ、これは熱処理条件による γ' 相の大きさの違いによって統一的に説明できた。すなわち、

溶体化処理後油冷や空冷など比較的大きい速度で冷却した場合、およびこれと時効処理の間に中間熱処理を挟む際はその温度があまり高くない場合には、 γ' 相は比較的小さく、耐力や引張強さは相対的に大きくなった。これに対し、溶体化処理後の冷却が炉冷など低速な場合、もしくは溶体化処理と時効処理の間に比較的高い温度での中間熱処理を入れた場合は、比較的大きい γ' 相が析出し耐力や引張強さは相対的に低くなった。

2. 試験の際の伸びは熱処理条件によって大きく変化し、これは γ' 相の大きさその他光学顕微鏡や SEM で観察できるような組織上の特徴で説明することはできなかった。伸びの大きかつたのは比較的短時間溶体化処理したのち、空冷もしくは炉冷によって比較的ゆつくりとかつ連続的に冷却した場合で、溶体化処理の時間の長い場合、その後の冷却速度が大きい場合、溶体化処理と時効処理の間に中間熱処理を入れた場合などはいずれも伸びが低下した。

3. 以上の結果から 1 h 程度の溶体化処理を行い、空冷で室温まで冷却したのち時効した試料が、耐力、引張強さ、伸びなどにおいて、もつとも優れた特性を示した。なお、この研究は通商産業省工業技術院の次世代産業基盤技術研究開発制度に基づき、「高性能結晶制御合金の研究開発」の一環として行われたものである。

文 献

- 1) K. OHNO and M. YAMAZAKI: Advances in X-ray analysis, ed. by C. S. BARRETT, J. V. GILFRICH, R. JENKINS, D. E. LEYDEN, J. C. RUSS and P. K. PREDECKI, USA, 30 (1987), p. 67 [Plenum Publishing Corporation]
- 2) 野崎佳彦: 第4回次世代産業基盤技術シンポジウム-金属・複合材料技術-予稿集 (1986), p. 36
- 3) G. H. GESSINGER: Powder Metallurgy of Superalloy (1984), p. 156 [Butterworths]