

エレクトロメカニクス用ステンレスばね鋼

Fatigue Strength of Precipitation-type Stainless Steel for Electro-mechanical Use

エレクトロメカニクス用のばね材として高強度で耐食性のあるものが望まれ、Nbを加えた17-7PHという析出時効形ステンレス鋼を開発した。今回はその疲労強度 σ_w と時効との関係を求め、電子顕微鏡観察と対照した結果、 σ_w の時効の活性化エネルギーは0.42eVで他の性質のその約半であり、 σ_w だけが特異で、時効での温度-時間の等価性^{*1)}がないことが分かった。これは、電子顕微鏡観察からも裏付けられる。また、析出物は安定相NiAlのほか中間相Ni₃Alのあることが分かった。これらの結果を基に、時効処理温度を550°Cとすれば、 σ_w として約70kg/mm²を得ることができ、ステンレス鋼ばねとして極めて強力なものであることを示した。

大原秀晴* Hideharu Ôhara

小切間正彦* Masahiko Ogirima

1 緒言

最近、コンピュータの周辺装置及び端末機器の需要の拡大並びに事務機械の普及に伴って、エレクトロニクスと人とを介する部分のメカニクスが重要となり、これを「エレクトロメカニクス」と呼ぶようになってきた。

エレクトロメカニクスで用いられる機構部品材料については、従来のそれよりも、より厳しい各種の条件が要求される。例えば、導電性、はんだ付け性、磁性あるいは非磁性、耐摩耗性、耐食性など、その必要条件は多岐にわたっているが、強度は欠くことのできない性質であり、機構部品のなかでも重要な機能をも担うばね材については、特にその要求が厳しい。

従来、ばねとして用いられてきた炭素鋼や低合金鋼は、強度はあるが耐食性に乏しく、また、逆に耐食性のある銅合金は強度が十分とはいえない。そこで、耐食性と強度を兼ね備えたばね材として18-8ステンレス鋼が用いられるようになってきたが、これでも炭素鋼系ばね材に比べれば、強度が不足している。

そこで、更に進んで17-7PHという析出硬化形ステンレス鋼が注目を浴びるようになってきた。これは、17Cr-7NiにAl1%を主体に、Ti、Zr又はUを添加した合金である。

日立製作所はZrまたUの代わりにNbを添加することによって、極力Alの添加を少なくして、これによる溶製の困難さに基づくばね性のばらつきを抑え、かつNbを添加することによって、柔状態で成形加工を容易に行なったのち時効させて、ばね性を出させるという、エレクトロメカニクスの複雑、微小な部品用ばね材として、十分な強度と作りやすさ、使いやすさを兼ね備えた材料を開発し日本、米国、イギリス、オランダの特許を得た〔析出硬化型ステンレス鋼(日本特許681073, 787504, イギリス特許1274465, U S P 3840366及びオランダ特許155312)〕。これは、既に日立金属株式会社から“PSM-2”という鋼種記号で発売され、好評を得ており、これに関しては日本金属学会誌にも詳細なデータを発表している¹⁾。その後、“PSM-2”の疲労に関する研究を行ない、注目すべき二、

三の特徴を知り、このため本材料が、よりいっそう厳しい条件にも耐え得ることが明らかとなったので、ここに紹介する次第である。

2 試料の作製と試験法

Al、Nb及びTiを含む32種類¹⁾の17-7PHを高周波電気炉を用いて真空溶解し、冷間加工度50%で0.8mmの板とした。各試料の時効硬化処理は、特記しない場合は500°C×30minである。ばね限界値 K_b の測定は片持ばね試験機により、疲労試験は2点支持の電磁共振形によった。また、試料の透過組織観察は日立製作所HU-11形電子顕微鏡によって行なった。

3 ばね特性と疲労強度

図1に、TiあるいはNbを添加した17-7PHの K_b と2Ti+Nb濃度との関係を示す。17-7PHはAlを添加し、時効処理によってAlの金属間化合物をマルテンサイト中に析出させ硬化させるものであるが、Tiは溶接性を改善するために添加されるといわれている。しかし、このAlの金属間化合物がなん

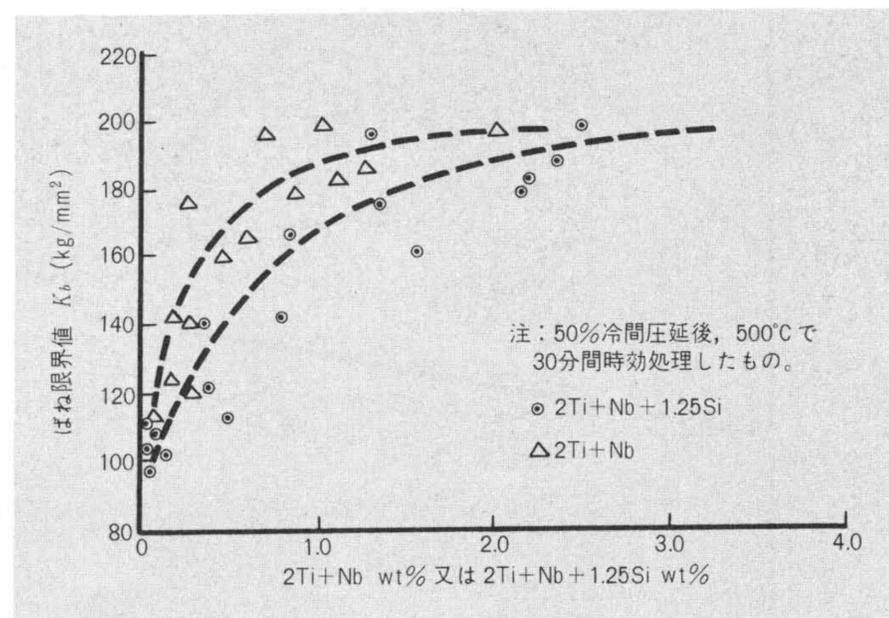


図1 Nb、Ti含有量とばね限界値 K_b の関係 K_b はNb、Ti含有量とともに増大し、約1wt%で飽和する。

*1) 時効での温度-時間の等価性：熱処理温度大ならば、熱処理時間は小でよい。また、その逆も成り立つ。これをいう。

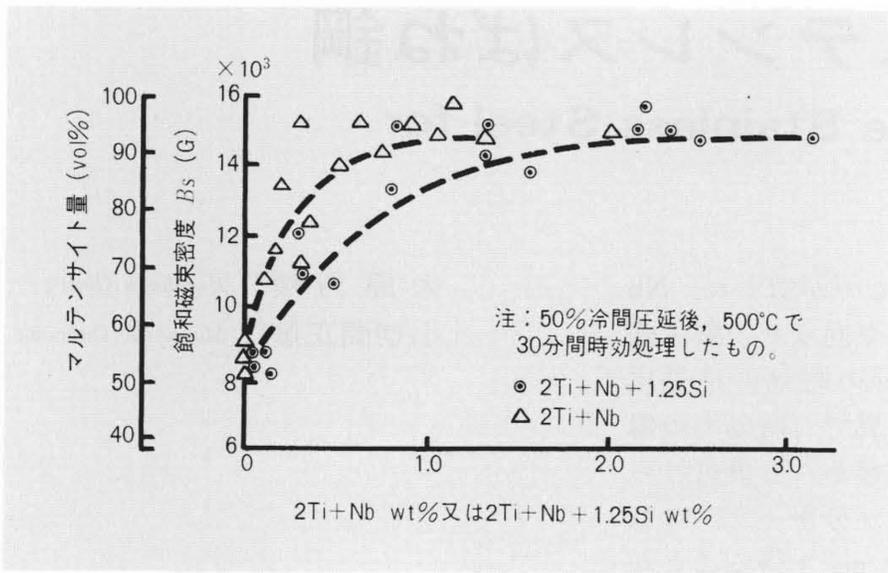


図2 Nb, Ti含有量とBs及びマルテンサイト量の関係 マルテンサイト量の変化は、図1とほぼ同一の挙動を示す。

であるか、Tiが単にCと作用することによって溶接性を改善しているだけかという点については、議論の残っているところである。図1で横軸を2Ti+Nbとしたのは、 α -former(体心立方晶形成促進剤)としての作用を考えると2Tiが1Nbに相当するからであり、同図からTiに代わってNbだけを添加しても、一般の17-7PHの場合の K_b 140kg/mm²が200kg/mm²まで上昇することが分かる。

この K_b の上昇の原因の一つにはNb, Tiの添加による炭化物、窒化物の析出が考えられるが、これらはあるとしても析出が微細で電子顕微鏡下で同定することは困難であり(わずかに転位線を太くする程度)、実験事実として観察できる主因としてはマルテンサイト量の増加が挙げられる。Ti及びNbは母相から γ -formerのC, Nを除く作用があり、したがって M_s 点(マルテンサイト変態開始点)を上げるはずである。これは各試料の飽和磁束密度 B_s を測定することによって確かめられる。図2の2Ti+Nb量と B_s 及びマルテンサイト量との関係を示す。

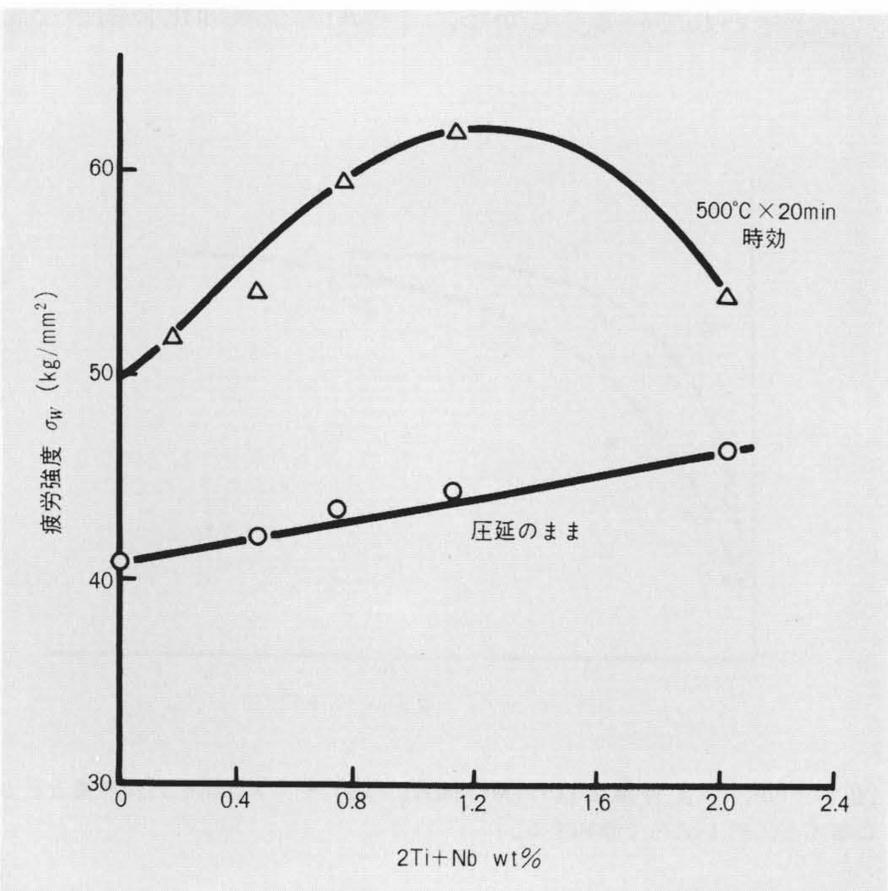


図3 Nb, Ti含有量と疲労強度 σ_w の関係 疲労強度 σ_w は時効処理によって大幅に増大する。Nb含有量約1wt%で σ_w は最大値に達する。

各点のばらつきは、Cr, Ni及びMnの変動によるものと考えられる。

次に、疲労試験の結果を図3に示す。18-8及び同系統の合金のS-N曲線は α - γ 混相のためばらつきが大きいので、本研究では疲労強度 σ_w 決定のために、各実験条件について10~15本の試験を行なって σ_w を決定している。同図から時効処理後の σ_w は、2Ti+Nbが約1%で最大になることが分かる。また、1%以上から σ_w が低下するのは炭化物、窒化物の成長によるものと考えられる。疲労破断の様相は2Ti+Nb量約0.5%の前と後とは全く異なり、0.5%以上では圧延面に破面の大半が平行になるような離形の破断を行なうのに対して、0.5%以下では圧延面に直角に直線的に破断する。

4 熱処理による σ_w の変化

ここでは、17-7PHの σ_w の等温(iso-thermal)時効及び等時(iso-chronal)時効による変化について述べる。図4にAlの量の異なるもの、及びこれに2Ti+Nb=0.1%を含んだものの3種類の試料の σ_w の等時・時効・効果を示す。また、図5にはAl1%及びこれに2Ti+Nb=0.1%を加えた試料の等温・時効・効果を示す。図4からTi, Nbを微量添加しただけでも σ_w が時効温度の上昇とともに、含まぬものよりも著しく向上することが分かる。これに対し、Nb, Tiを含まぬものは σ_w が約20%程度上昇するにすぎず、これは α から微細な γ が発生する(reversed austenite)ためと考えられる。また、図5からは一般の時効ならば温度が高いほど、速やかに目的の性質(例えば、硬度)が最高値に達するが、到達する値そのものは温度が低い場合には時間を長くすれば同一値となり、温度と時間とは等価とみることができるとして、この場合には時効によって到達する σ_w の最高値は温度によって定まり、時間をかけても変わらぬことが分かる。これについてはまだ推論の域を出ないが、転位と拡散と析出とが複雑に絡み合った現象が合金内部で生じているものと考えられる。例えば、疲労試験中に発生した転位が交差し合って空格子点を生じ、これが

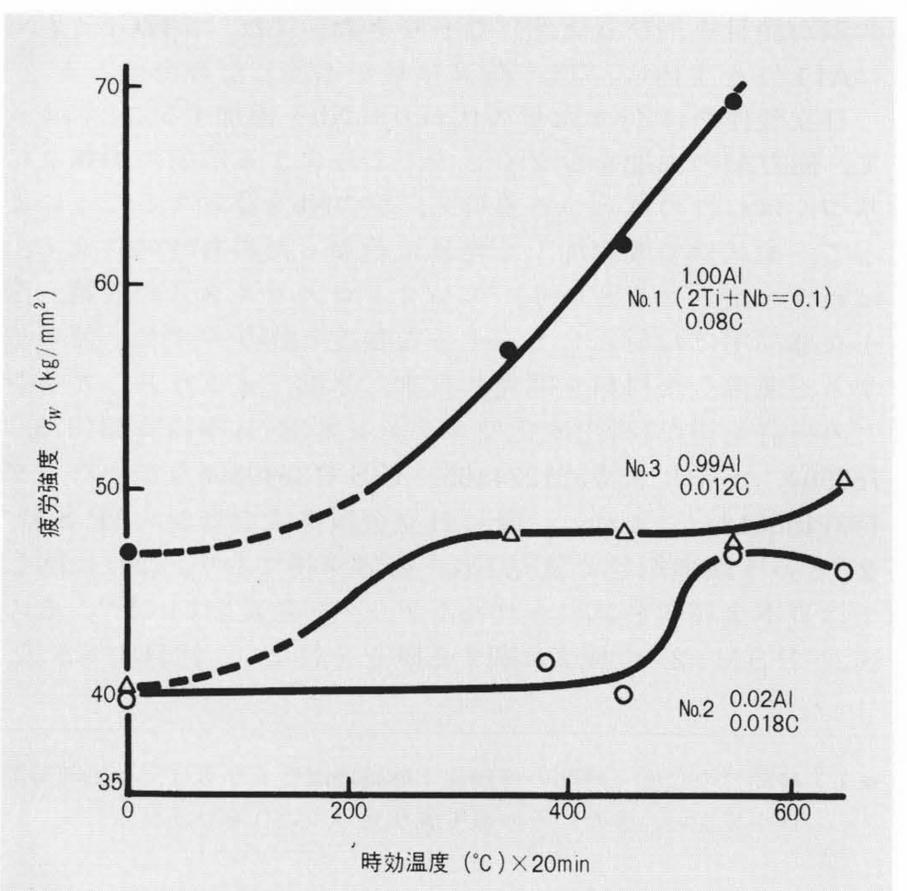


図4 疲労強度 σ_w の等時時効曲線 Nb, Tiを含む試料だけが、時効温度に対し急激な変化を示す。

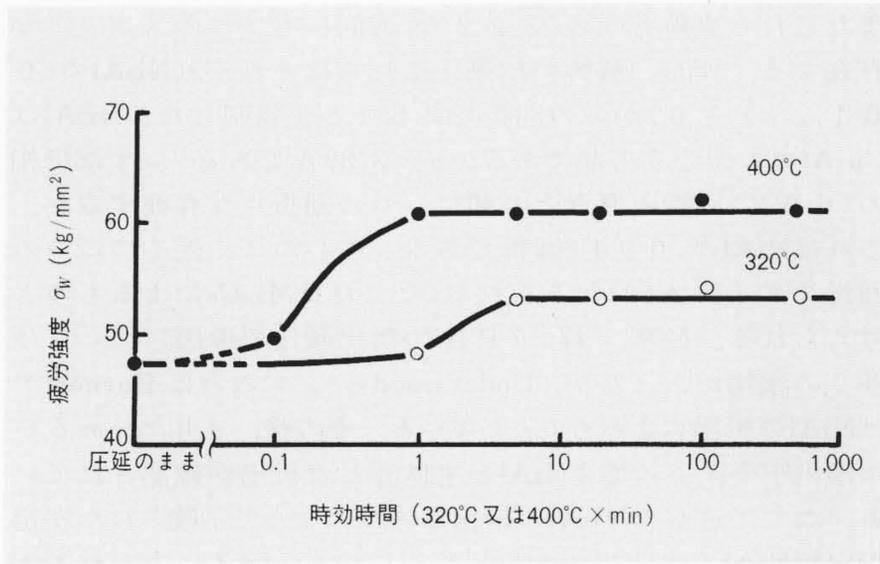


図5 図4のNo. 1の試料の σ_w の等温時効曲線 疲労強度 σ_w は、数分の時効によってその温度での最大値に達し、その後は一定値を保つ。

拡散を促進して(この場合、空格子点の発生と移動の活性化エネルギーのうち、前者は不要であるから、空格子点を介するとされている拡散は普通の拡散の約 $\frac{1}{2}$ の活性化エネルギーで済むことになる。),析出が進行し、しかも、それが転位を拘束して、その運動と発生を妨げるといふ考えも成り立つはずである。ちなみに σ_w の時効過程の活性化エネルギーを求めたところ、約0.42eVであって、この値は一般に、17-7PHの時効過程の活性化エネルギーとされている、約0.8eVという値の $\frac{1}{2}$ に相当している。

次に最適時効温度について考えてみると、一般には17-7PHの標準時効温度は480°Cとされているが、これは硬度を目安とした最適温度であって、 K_b や抗張力もこの温度で最高になるが、 σ_w はNbを含んだ本合金系では550°Cで最高となる。一方、ばねを設計するに当たっては簡便のために K_b 値を目安としているが、実際には K_b の約 $\frac{1}{2}$ とされている σ_w を超えて設

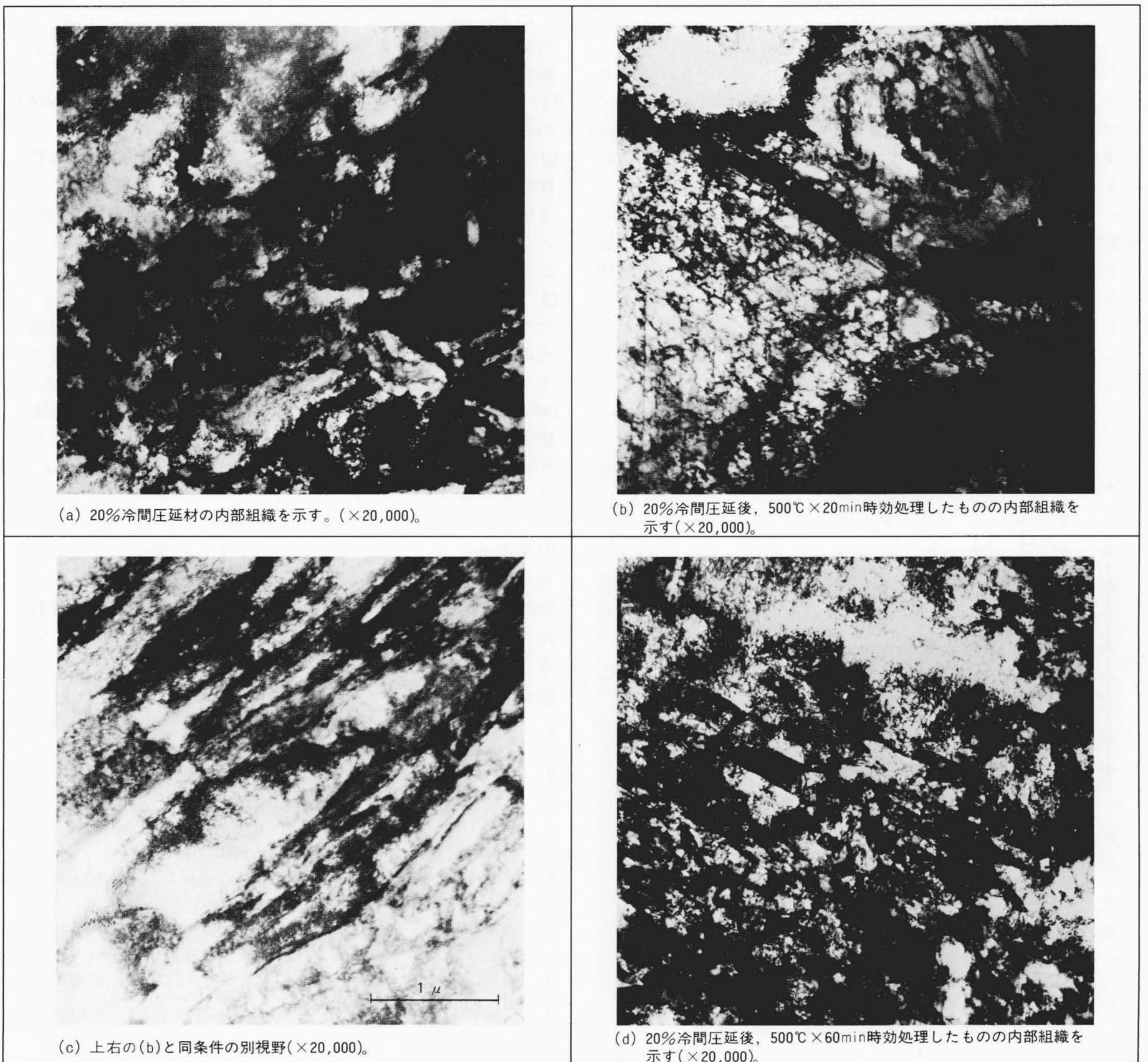


図6 Nb入り17-7PHステンレス鋼の組織 転位を見やすくするため、冷間圧延を20%だけ行ない、それを500°Cで時効処理して行なった場合の内部組織の変化を、透過電子顕微鏡により観察したものである。

計することはない。したがって、本合金のように K_b は 480°C で最高値(約 $200\text{kg}/\text{mm}^2$)に到達しても、その温度での σ_w は約 $65\text{kg}/\text{mm}^2$ であり、これを 550°C で処理すれば、 K_b は低下するが σ_w は $70\text{kg}/\text{mm}^2$ と上昇するという場合には、 550°C で処理したほうが更に $5\text{kg}/\text{mm}^2$ の余裕が見込めるわけである。これを、Nbを含ませぬ17-7PHの 480°C 時効処理の K_b 約 $140\text{kg}/\text{mm}^2$ 、 σ_w 約 $50\text{kg}/\text{mm}^2$ と比べると、Nb入り17-7PHはばね材として一段と強力であるといえる。

5 透過形電子顕微鏡による組織観察

ここでは、17-7PHの内部組織が、熱処理によってどのように変化するかを調べる。図6にAl=1.0wt%、2Ti+Nb=0.1wt%を含んだ17-7PHの透過電子顕微鏡像を示す。(a)は加工のままのもので、転位密度を小さくするために加工度は20%にとどめてあり、まだsub-structureが判別できる。これを、 $500^\circ\text{C} \times 20\text{min}$ 時効処理すると(b)、(c)に示すようになる。(b)は母相がオーステナイトの部分で、転位の方向性をもった配列がみられる。(c)は母相がオーステナイトと加工マルテンサイトとの混合相から成り立っている部分で、マルテンサイト中にはNiとAlの金属間化合物が析出しているはずであるが、その像及び回折スポットは明瞭には得られなかった。(d)は $550^\circ\text{C} \times 60\text{min}$ の時効処理を施したもので、抗張力、 K_b 、硬度など、 σ_w を除く機械的性質は大きく低下しており、いわゆる過時効の状態である。ここでは、母相はやはりオーステナイトとマルテンサイトの混合相で、転位線になんらかの析出物が存在しているようにみられる。写真(d)の制限視野回折を行なうと多くの回折スポットが観察される。これを解析すると図7に示すようになる。母相は主として α' -マルテンサイトであって、残留オーステナイトの回折スポットも存在する。母相 α' -マルテンサイトは双晶となっており、その双晶軸 $\langle 1\bar{1}2 \rangle$ の $\frac{1}{3}$ のところの一つの回折スポットが存在し、

またこれと直角方向の $\langle \bar{2}22 \rangle$ の方向にも一つのスポットが存在する(◇印)。解析の結果、これらはそれぞれNi₃Alの $\langle 001 \rangle$ 、 $\langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ からの回折であることが判明した。Ni₃AlはCu₃Al形の面心立方晶であるが $a=3.89\text{\AA}$ である²⁾。また母相の $\langle 002 \rangle$ 回折と原点との間に一つの回折点が存在するが、これはNiAlの $\langle 001 \rangle$ 回折である。中心のごく近くに二つの回折スポット(▲印)がみられるが、これはM₂₃C₆によるものと考えられる。従来、17-7PHの析出硬化の原因については多くの議論があったが、Underwoodら³⁾、あるいはBurnett⁴⁾はNiAlの析出によるものとしている。その後、古川⁵⁾、あるいは湯川^{6)~8)}によってもNiAlを主体とした析出が確認されている。ここで述べたNi₃Alの析出は古川によって示唆された安定析出相NiAlの中間相であると考えられる。図7にみられるようにNiAl、Ni₃Al共に母相の α' -マルテンサイトとは大きなコヒーレンシー(Coherency)をもっていることが分かる。

6 結 言

以上、Nbを含んだ17-7PH、すなわちばね材“PSM-2”の疲労強度及びその時効との関係について調べ、透過電子顕微鏡観察と対照し、次に述べるような結果を得た。

- (1) Nb入り17-7PHには、時効により安定な析出相NiAlのほかにも中間相としてNi₃Alがあること。
- (2) “PSM-2”の疲労強度は転位と析出と拡散とが複雑に作用し合っているとみられること。これは、疲労強度に与える時効過程の活性化エネルギーが、その他の性質の時効過程の活性化エネルギー 0.8eV に対して約 $\frac{1}{2}$ の 0.42eV であることから考えられる。
- (3) 上記(2)のような理由によると思われるが、“PSM-2”については時効現象一般に成り立つとされている処理温度と処理時間の等価的關係が成立せず、疲労強度は処理温度で定まり、低い温度で長時間処理してもこの強度に達しないこと。
- (4) したがって、“PSM-2”は実用的見地からはばね限界値 K_b は低下しても、疲労強度が最高となる 550°C で処理したほうが、ばねとして一般の17-7PHに比べ、更に約 $10\sim 20\text{kg}/\text{mm}^2$ 以上高い疲労強度が得られること。

以上、述べたようにNbを含んだ17-7PH“PSM-2”は既発表のように一般的強度が優れており、既にエレクトロメカニクス用材料として好評を博し各方面に使用されているが、今回は更に疲労という立場からみても、これが優れた材料であり、ばね材料として高強度、高耐食性を兼備したものであることについて述べた。

参考文献

- 1) 平山、外：17-7ステンレス鋼の機械的性質におよぼすNb、Al添加の影響、日本金属学会誌、35、455 (1971)
- 2) 古川：17-7PHステンレス鋼の時効硬化過程についての一考察、日本金属学会誌、32、105 (1968)
- 3) E. E. Underwood, A. E. Austin, R. E. Maringer and G. K. Manning: J. Iron & Steel Inst., 200, 644 (1962)
- 4) H. C. Burnett, R. H. Buff and H. C. Vacher: J. Res. Nat. Bur., Std 66C, No. 2, 113 (1962)
- 5) 古川：17-7PHステンレス鋼の機械的性質および耐蝕性について、日本金属学会誌、28、121 (1964)
- 6) 湯川、外：17-7PH鋼の相変化におよぼすAlの影響、同上、31、846 (1967)
- 7) 同、：17-7PH鋼の時効硬化特性におよぼすAlの影響およびその時効硬化の本性、同上、31、850 (1967)
- 8) 同、：17-7PH鋼の時効組織の透過電子顕微鏡観察、同上、31、855 (1967)

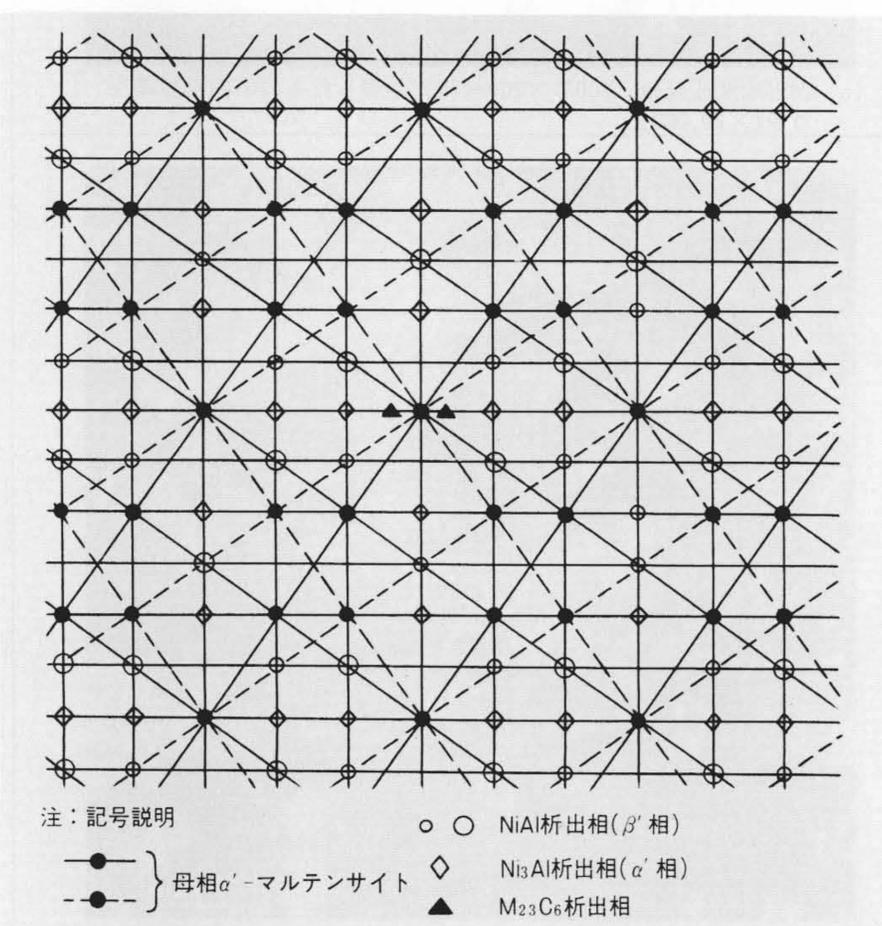


図7 図6(d)の制限視野回折の解析図 図6(d)の一部の制限視野電子回折写真を撮り、そのパターンを解析して各種構成結晶をASTM(アメリカ材料試験協会)カードと照合、同定したものである。