

論 文

UDC 669.15'295-194 : 539.4.016.3 : 669.788

水素吸収した鉄-2at%チタン合金の機械的性質*

鈴木 英明**・中村 正久**

Mechanical Properties of Fe-2at% Ti Alloy Bearing Hydrogen

Hideaki SUZUKI and Tadahisa NAKAMURA

Synopsis:

Fe-2at% Ti alloys annealed in vacuum and quenched from hydrogen or helium atmosphere at 720 °C were pulled in tension between room temperature and -196 °C at a strain rate of 1.43×10^{-4} /sec. It was found that at room temperature the yield stress of the alloy quenched from hydrogen atmosphere at 1 atm was approximately twice as that of vacuum annealed one. The yield point behavior and solid solution softening possibility by hydrogen atoms were discussed. A strain-rate cycling test was done in order to obtain the information about the hardening mechanism.

The yield stress of the alloy quenched from hydrogen atmosphere at 1 atm was decreased rapidly by a low temperature aging process, but the electrical resistivity was increased by the same aging process, and the lattice constant did not change by the aging process at 40 °C.

It may be concluded that iron-titanium-hydrogen alloys are strengthened by Ti-H clusters and that the Ti-H cluster decomposition and hydrogen emission occur by a low temperature aging process.

(Received May 8, 1973)

1. 緒 言

前報¹⁾で示したように、チタンを固溶する鉄を高温の水素雰囲気中から焼入れすると、強度が真空焼鈍した場合に比べて顕著に増大することがわかった。前報の実験結果をFig. 1, 2 から要約すると次のようになる。

Fig. 1 は、3種の鉄-チタン合金を 1 atm の水素雰囲気中で 60 min 加熱、焼入れしたときの室温の降伏応力の変化を示す。焼鈍材は 720°C 60 min 真空中で行なったものである。水素雰囲気中から焼入れしたものはいずれも硬化しており硬化量はチタン含有量と直線関係にあり鉄-2 at% チタン合金はもつとも硬化が大きく、720°C, 500°C, 300°C 焼入れにおいてそれぞれ 33.5, 30.0 および 24.0 kg/mm² を示し、焼入れ温度が高いものほど硬化が大きい。この硬化は 100°C において 60 min という短時間の時効によつて焼鈍材の降伏応力とほとんど等しい強さに軟化している。したがつてこの水素中からの焼入れによる硬化は雰囲気から吸収した水素と固溶チタンによつてもたらされたものとみなすことができる。

Fig. 2 には、720°C 60 min 水素雰囲気中で加熱後焼入れした試料、および 100°C, 60 min 時効軟化した試料の水素含有量とチタン含有量の関係を示す。水素分析

は、1000°C で真空抽出により行なつた。焼入れ試料の水素含有量はチタン含有量とほぼ直線的に増加し、純鉄の 81 at ppm から 2 at%チタン合金では 141 at ppm に増加している。また、100°C 60 min の時効によつてこれら吸蔵水素はいずれの試料も 1/4 程度に減少している。

以上の実験からチタンを含有した鉄は、水素を吸収しやすく吸蔵水素はチタンと相互作用をもつて硬化することが明らかである。このような現象は著者らが知る限りでは報告が見当たらない。本研究は、鉄-2at% チタン合金についてさらに詳細な実験を行なつて、この合金の機械的性質を焼入れときの水素圧を変化させて調べるとともに、水素圧が 1 atm の状態から焼入れて低温時効したときの機械的性質の変化ならびに水素の内部状態の変化を電気抵抗、X線などを使つて調べたものである。

2. 試料および実験方法

試料は硫酸塩再電解鉄を真空溶解、炭素脱酸して1.80 wt% の純チタン板を添加して鑄込んだ鋼塊を熱間鍛造、熱間圧延、冷間圧延して最終圧延率 80% で厚さ 1 mm

* 昭和46年10月 本会講演大会にて発表

昭和48年5月8日 受付

** 東京工業大学 工博

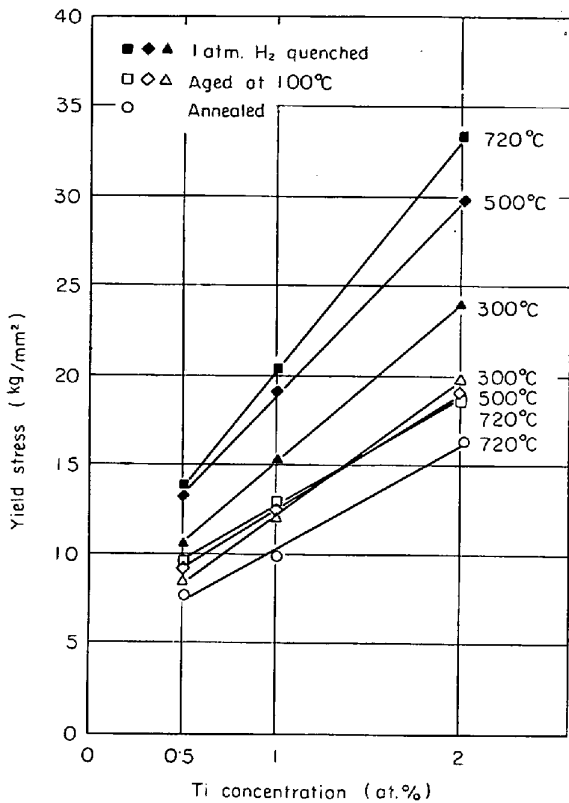


Fig. 1. The yeild stress of the Fe-Ti alloys quenched from hydrogen at 720°, 500°, or 300°C aged at 100°C for 60 min after quenching or annealed.

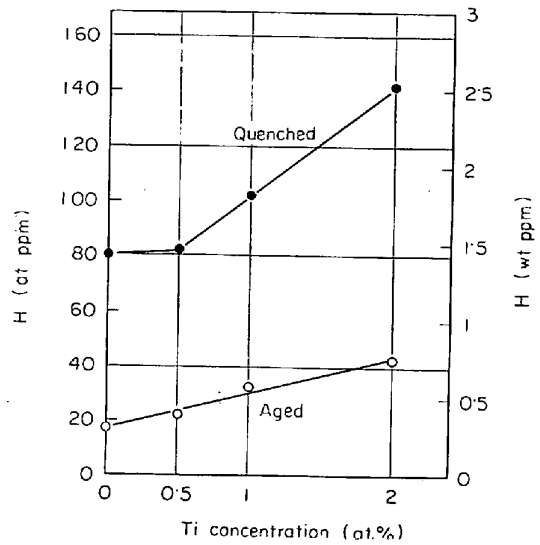


Fig. 2. Hydrogen concentration extracted in vacuum at 1000°C. The specimens were quenched from hydrogen of 1 atm at 720°C or aged at 100°C for 60 min after quenching.

の板にしたものから圧延方向に平行に切り出したものである。Table 1にこの状態における化学組成を示した。

焼入れは、720°C で1 hr 保持後、水焼入れしたものである。焼入れ雰囲気として 1 atmH₂, 0.1 atmH₂+0.9 atmHe, 1 atm He を選び、さらに比較のために 720°C で 1 hr 真空焼鈍 (真空度 10⁻⁴~10⁻⁵ mmHg) した試料について実験を行なった。試料の平均結晶粒径はいずれも 40μm である。焼入れ材は焼入れ後ただちに液体窒素中に保存した。引張試験はインストロン型の試験機を用い、ひずみ速度は 1.43×10⁻⁴/sec であり、試験温度は、焼入れ材では -196°C, -145°C, -78°C 室温であり、真空焼鈍材はこれに 100°C と 200°C を加えた。1 atm H₂ 雰囲気中から焼入れた試料と、真空焼鈍した試料については巨視的均一塑性変形開始直後にひずみ速度を 10 倍に変化させ流れ応力の変化量を調べた。時効に関する実験は 1 atm H₂ 雰囲気中から焼入れた試料について窒

素の降伏応力の変化と電気抵抗の変化を追うことによつて調べた。時効温度は 40°C, 70°C, 100°C で時効時間は 0~120 min 間である。時効はシリコン油中でおこない所定の時間以外は液体窒素中に保存した。試験片の形状は引張試験に用いた試料は、平行部が長さ 35 mm, 幅 5 mm で厚さは 1 mm であり、電気抵抗測定に用いた試料は角状で断面が 2 mm×1 mm で長さは 60 mm である。電気抵抗は焼入れ後、試料に導線を短時間 (5 sec 以内) でハンダづけをし液体窒素中に保存し、液体窒素中で測定した。標準抵抗から電流をきめダミーとしての焼鈍材の抵抗 (R_{st,t}) と焼入れ材の抵抗 (R_{s,t}) を求めた。比較したのは相対的变化量 ΔR_t/R₀ であり、 $\Delta R_t/R_0 = \{(R_{s,t} - R_{s,0}) - (R_{st,t} - R_{st,0})\} / R_{s,0}$ である。ここに R_{s,t}, R_{st,t} は時効時間 t における焼入れ材の抵抗、焼鈍材の抵抗である。この場合 R_{s,0}=R_{st,0} を仮定している。

X線による格子定数測定は、Co 対陰極を用いディフラクトメーターによつて (211) 反射角を測定した。格子定数 a は Bragg の条件 $2d \sin \theta = \lambda$ (d: 面間隔, λ: コバルトの K_{α1}, λ=1.78890 Å) から d を求め $a = d\sqrt{h^2+k^2+l^2}$ (h, k, l は面指数でこの場合は a=√6 d) により計算した。時効は 40°C で行ない 1 atmH₂ 雰

Table 1. Chemical compositions (wt%).

C	N	O	Si	Mn	P	S	sol. Al	Al ₂ O ₃	tot. Al	Ti
0.007	0.003	0.002	0.005	0.001	0.002	0.001	0.005	0.002	0.006	1.80

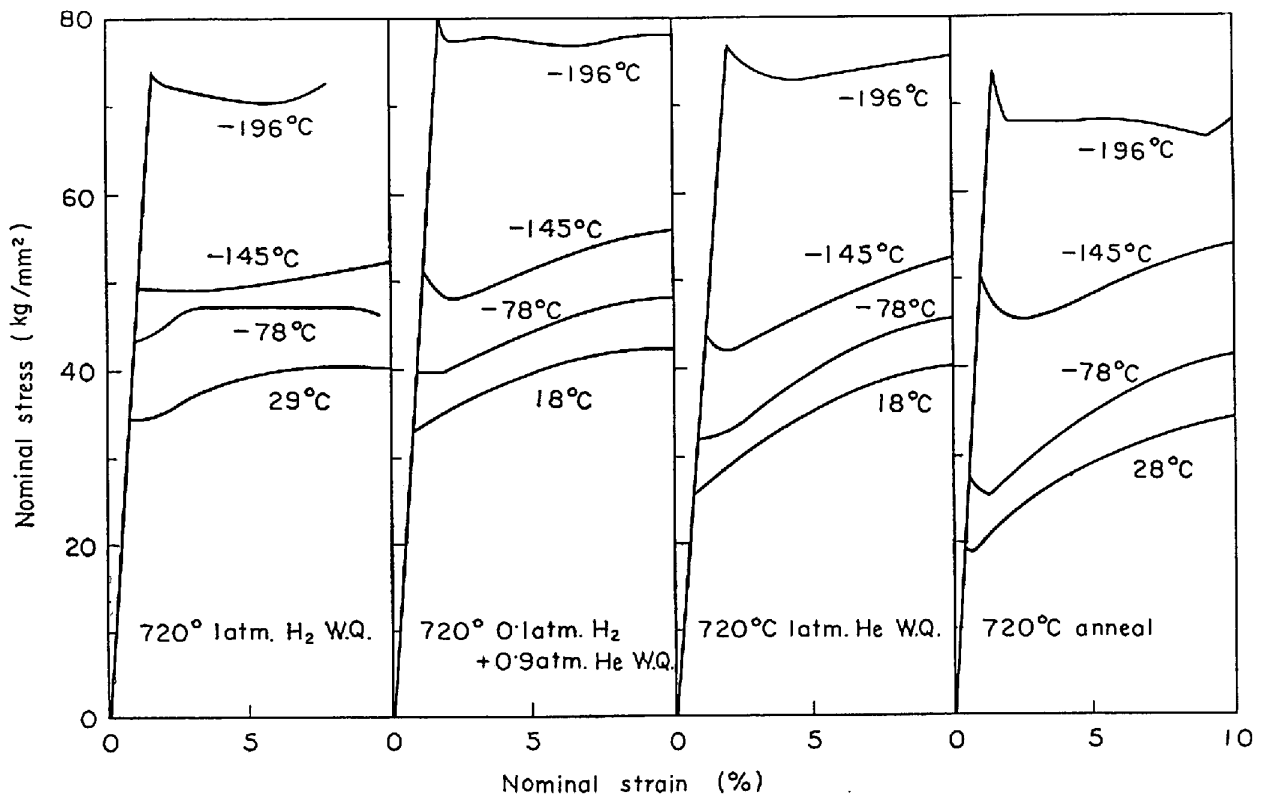


Fig. 3. Initial portion of stress strain curve for various heat treated specimens.

気中から焼入れ後、各時間時効し格子定数測定を行なった。測定温度は 24°C である。

3. 実験結果

Fig. 3, は各種熱処理した試料の応力-ひずみ曲線を公称ひずみ 10% まで示したものである。このうち降伏点近傍の曲線の形状をみるといずれも低温になるとリュージスひずみ、降伏点降下があらわれてくるが、熱処理によつてそのあらわれる温度が異なっている。すなわち 1 atm H_2 雰囲気気中から焼入れた場合は -145°C でリュージスひずみがあらわれ、 -196°C で降伏点降下があらわれる。0.1atm $\text{H}_2 + 0.9\text{atm He}$ 雰囲気気, 1atm He 雰囲気気から焼入れた場合は、いずれも -78°C でリュージスひずみがわずかにあらわれ、 -145°C 以下で降伏点降下があらわれるが、焼鈍材は室温でリュージスひずみがわずかにあらわれ -78°C 以下で降伏点降下があらわれている。

Fig. 4 は、各種熱処理した試料の室温の応力-ひずみ曲線である。真空焼鈍材に比して焼入れ材はすべて降伏応力の上昇がみられる。すなわち 1 atm H_2 雰囲気気中から焼入れた試料は 34.0 kg/mm^2 , 0.1atm $\text{H}_2 + 0.9\text{atm He}$ 雰囲気気中から焼入れた試料は 33.4 kg/mm^2 , 1atm He 雰囲気気中から焼入れた試料は 25.7 kg/mm^2 で真空焼鈍材の 18.7 kg/mm^2 に比してそれぞれ 15.3 kg/

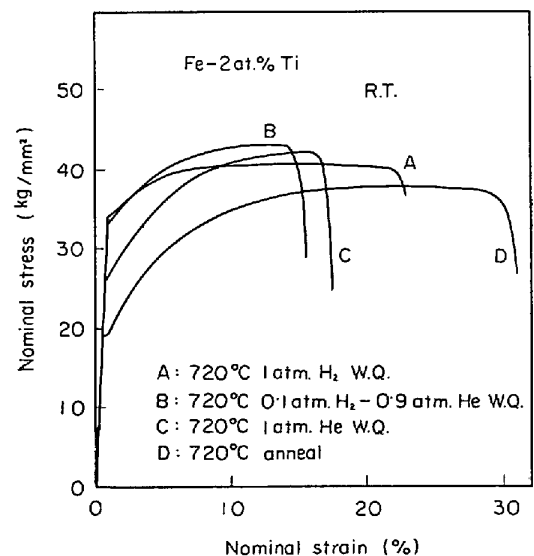


Fig. 4. Stress strain curves at room temperature for various heat treated specimens.

mm^2 , 14.7 kg/mm^2 , 7.0 kg/mm^2 の硬化である。引張強さも焼入れ材の方が焼鈍材に比して高くなっている。

Fig. 5 は、各種熱処理した試料の降伏応力と試験温度との関係を示したものである。いずれも強い温度依存性を示す。室温と -78°C においては、いずれの試料も室温における値の順序のまま低温になるほど降伏応力の上昇があり、相対的な差にあまり変化はない。 -78°C と -145°C の間で降伏応力は急激に上昇し、さらに特徴的

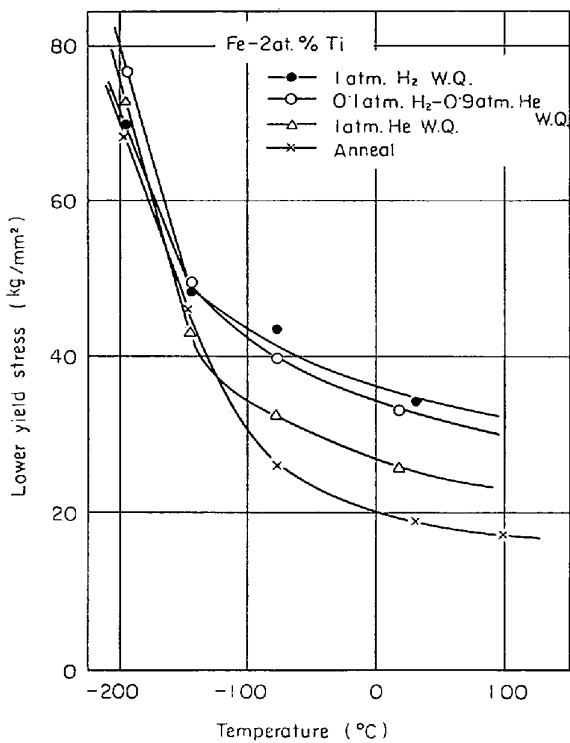


Fig. 5. Temperature dependence of lower yield stress for various heat treated specimens.

なことは -145°C では各試料の降伏応力の絶対的な差が小さくなり、 -196°C においては $0.1\text{atm H}_2+0.9\text{atm He}$ 雰囲気から焼入れた試料が最も高い値 76.5 kg/mm^2 を示し、ついで 1atm He 雰囲気から焼入れた試料でその値は 72.8 kg/mm^2 であり、 1atm H_2 雰囲気から焼入れた試料は 70.0 kg/mm^2 である。このように -100°C あたりの温度を境にして高温部と低温部で熱処理による硬化の順序が変わっている。

Fig. 6 は、 1atm H_2 雰囲気中から焼入れた試料と真

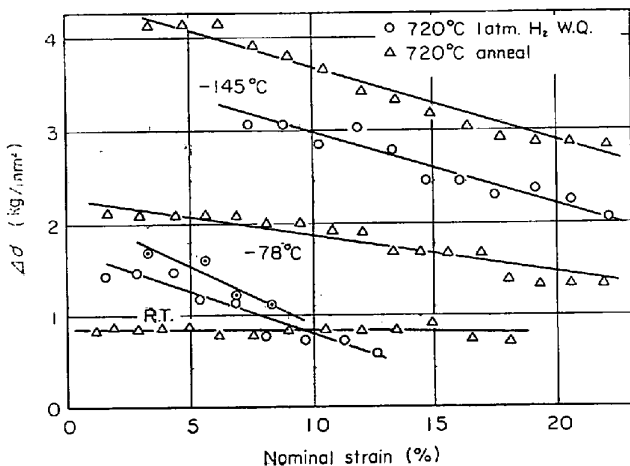


Fig. 6. The change of the flow stress $\Delta\sigma$ associated with a 10:1 change in the strain rate as a function of strain at designated temperature.

空焼鈍した試料について図中に記した各温度において、ひずみ速度を $1.43 \times 10^{-4}/\text{sec}$ と $1.43 \times 10^{-3}/\text{sec}$ の間で 10 倍に変化させたサイクルのディファレンシャルな引張試験における流れ応力の変化量とひずみ量との関係を示したものである。流れ応力の変化量 $\Delta\sigma$ はひずみ速度を増大させたときの値である。室温においては焼鈍材の $\Delta\sigma$ はひずみの変化に対しほぼ一定であるが、焼入れ材では焼鈍材よりも低ひずみの部分では高い値を示し、変形の進行とともに焼鈍材の値に一致するようになる。 -78°C においては両方とも変形の進行とともに減少するが、その傾向は焼入れ材の方が著しく、 -145°C においては両方とも変形の進行とともに減少し、その傾きも一致している。焼鈍材は温度が下がるとともに $\Delta\sigma$ の減少の傾向が著しくなるが、焼入れ材は -78°C のときが最も著しい。この均一塑性変形開始直後の $\Delta\sigma$ と試験温度との関係を示したのが Fig. 7 である。いずれも温度が下がるとともに $\Delta\sigma$ は増大し -145°C 近傍で最大になり、さらに温度が下がると減少して 0°K では熱揺動がないためゼロになると予想される関係になっている。なお $\Delta\sigma$ の最大値を与える温度は焼入れ材の方が幾分低くなっている。

Fig. 8 は、活性化体積 V^* と転位に働く有効応力 σ^* との関係を示したものである。ここに b はこの合金のパーガースペクトルの大きさで、すべり方向は $\langle 111 \rangle$ とすると約 2.5Å である。焼鈍材の V^* は σ^* が小さいとき $150b^3 \sim 75b^3$ で σ^* が増大すると急激に減少した

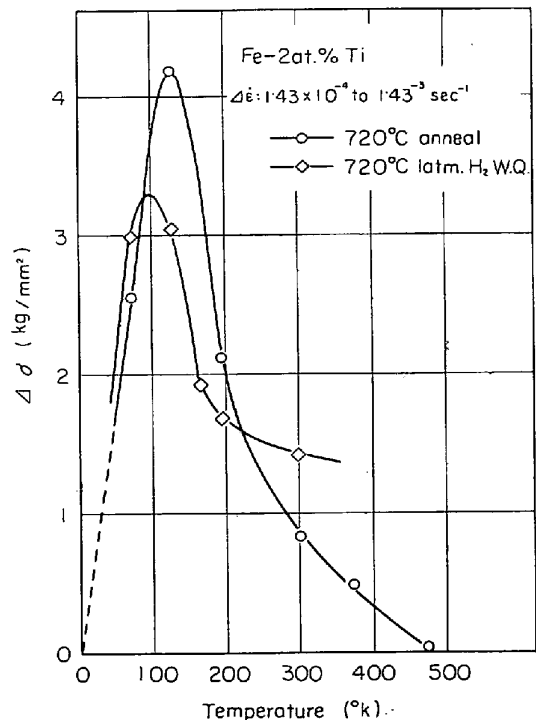


Fig. 7. Variation of $\Delta\sigma$ with temperature.

のち約 $10b^3$ とほぼ一定になっている。焼入れ材は σ^* が小さいとき V^* は $50b^3 \sim 25b^3$ であり、 σ^* が増大すると減少して焼鈍材とほぼ同じ値 $10b^3$ になっている。この場合転位に働く有効応力は、焼鈍材では $\sigma^* = \sigma_T - \sigma_{473^\circ K}$ から求め、焼入れ材については実験の都合上直接求めることができなかつたため二重ひずみ速度法によつて計算し、転位に働く摩擦力のうち長範囲型の抵抗と結晶粒界の抵抗が 29 kg/mm^2 となつたため、 $\sigma^* = \sigma_T - 29 \text{ kg/mm}^2$

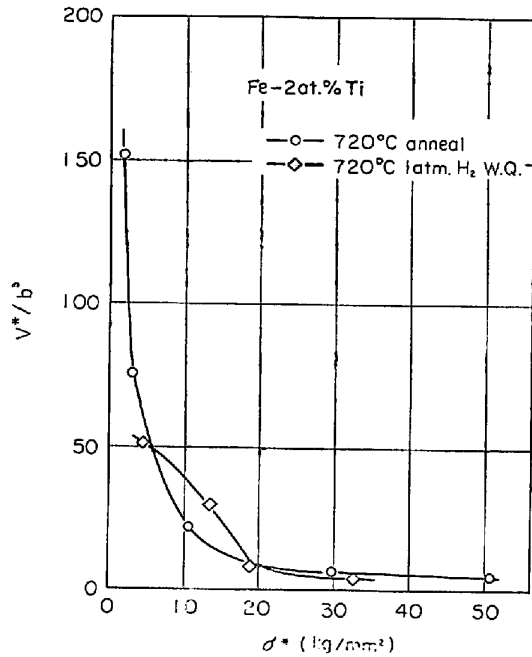


Fig. 8. Effect of the effective stress on the activation volume.

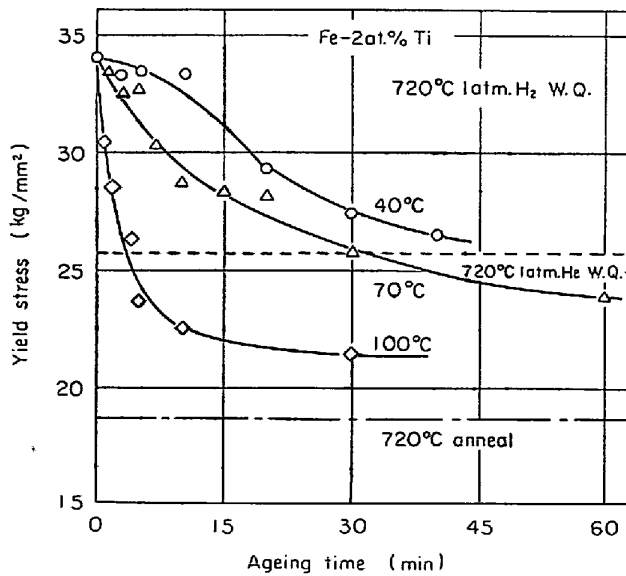


Fig. 9. The change of the yield stress of the Fe-2at.%Ti alloy quenched from hydrogen atmosphere of 1 atm as a function of ageing time.

mm^2 として求めたものである。

Fig. 9 は、1 atm H_2 雰囲気中から焼入れて低温時効したときの室温の降伏応力と時効時間との関係を示したものである。降伏応力は時効温度が高いほど短時間で低下しある定常値に近づいていることがわかり、長時間時効したときの降伏応力はいずれも 1 atm He 雰囲気中から焼入れた試料の降伏応力よりも低くなり焼鈍材の降伏応力よりも高い。100°C 時効では 10~15 min で約 12 kg/mm^2 軟化し、軟化したときの降伏応力は 1 atm He 雰囲気中からの焼入れ材の降伏応力よりも約 5 kg/mm^2 低く、焼鈍材の降伏応力よりも約 3 kg/mm^2 高い。なお 1 atm He 雰囲気中から焼入れた試料の降伏応力は 100°C 90 min の時効によつても変化しなかつた。この時効軟化過程には、鉄-炭素系、鉄-窒素系合金のそれに見られるような潜伏期間が存在しないことが著しい特徴である。

Fig. 10 は、1 atm H_2 雰囲気中から焼入れて低温時効したときの電気抵抗の変化量と時効時間との関係を示したものである。時効すると電気抵抗はいずれも増大しある定常値に達すると予想される。時効温度が低いほど電気抵抗の変化量は大きく 40°C 時効の場合は約 2.5% まで増大する。100°C 時効の場合は約 10 min で飽和し定常値に達している。

Fig. 11 は 1 atm H_2 雰囲気中から焼入れて 40°C で時効したときの格子定数と時効時間との関係を示したものである。鉄-2 at% チタン合金は時効時間に関係せず約 2.869 \AA とほぼ一定であつた。また比較のために同様な熱処理を行なつた炭素を 80ppm 含む鉄は、焼入れ後格子定数は幾分変化するようにみうけられるが両方とも有意差はみられなかつた。

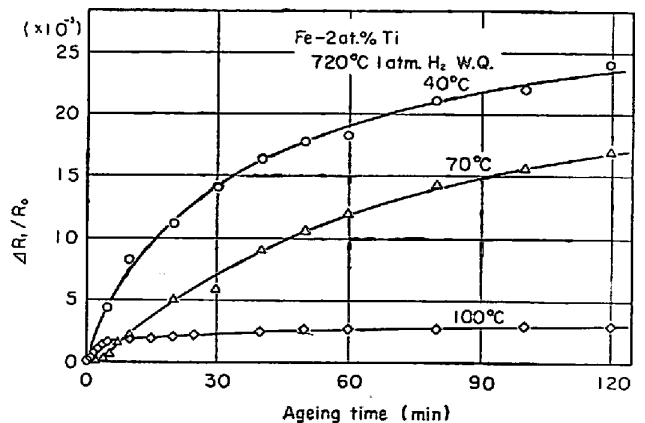


Fig. 10. The change of the relative electroresistivity as a function of ageing time.

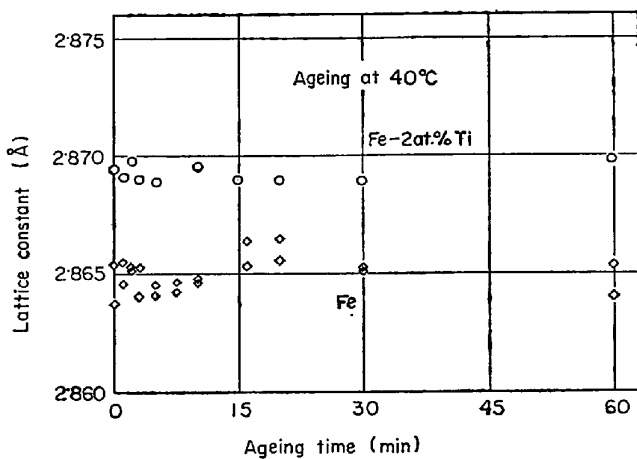


Fig. 11. The change of the lattice constant as a function of ageing time.

4. 考 察

チタンは化学的にきわめて活性の元素であるため、本実験で用いた合金中の炭素、窒素、酸素など塑性に強く影響する侵入型原子や、いおうなどはチタンとの量比を考えると、すべてチタン原子のまわりに強く固定され動くことができないと考えられる^{2) 3)}。このチタン原子のまわりに固定された元素は、本実験の熱処理温度程度では容易には分解しない。また鉄中のチタン原子も拡散は起こらないものと思われる。しかし拡散が関係する現象には完全な平衡状態は考えられず、合金結晶中のチタン原子のまわりのほかに、比較的安定な場所である転位近傍にわずかに侵入型厚子は偏析していると考えても決しておかしくない^{4) 5)}。このため Fig. 3, 4 において、真空焼鈍した場合、室温の応力-ひずみ曲線にわずかにリュウダスひずみが見られ、低温になると降伏点降下があらわれ降伏点降下量は低温ほど大きくなっている。この合金を高温の水素雰囲気中においたとき水素は水素の分圧の平方根に比例してこの合金結晶格子中に固溶していくが、水素はまずはじめにチタン原子のまわりに集まってチタン-水素クラスターを作ると考えられる。チタンは水素とはハイドライドをつくるが⁶⁾、この合金中の固溶チタンは水素とはハイドライドをつくらず後述するようにクラスターのような集合体をつくっていると考えられる。このほかに、水素はこの合金中に過剰に吸収された場合、第二相化合物をつくらず分子状水素として集まってボイドをつくるのが予想される。これを水素焼入れすると急冷されるまでの短い時間に、まず固溶水素の一部が最も早く転位近傍へ偏析し転位を固着する。転位と水素との相互作用エネルギーの最大値は約 0.28 eV であると報告されており⁷⁾ 転位を比較的強く

固着している。一方、鉄中の水素の拡散係数は他の侵入型原子の拡散係数より格段に大きく、内部摩擦のスネークピークは約 50°K に、加工ピークは約 150°K にあらわれることが知られている⁷⁾。したがって本実験の引張試験でのひずみ速度では、相当低い温度まで水素は転位にひきずられて動く可能性がある。1 atm H₂ 雰囲気中から焼入れて塑性変形させたとき -145°C でリュウダスひずみが見られたことから、-78°C ~ 145°C の温度範囲において水素は転位の移動速度よりも小さくなり事実上転位を固着したことになるが、それより高い温度では転位は水素雰囲気をひきずって動くであろう。

Fig. 3 において 0.1 atm H₂ + 0.9 atm He 雰囲気、1 atm He 雰囲気中から焼入れた場合に、はじめてリュウダスひずみが見られた温度が同一であったことからこの場合両者とも転位の固着にあずかっているのは、チタン原子のまわりに固定されなかつた微量の炭素、窒素原子であると考えられる。リュウダスひずみと降伏点降下の形状を比較すると、この転位の固着にあずかっている炭素、窒素原子の量は、焼入れ試料では真空焼鈍試料の場合よりも少ないという結果になっている。

水素を吸収した合金のリュウダスひずみや降伏点降下が他の熱処理したものより低い温度であらわれることについて、転位の移動速度と転位を固着した水素の拡散速度の兼ねあいによるというように考えたが、別にボイド内の水素圧が高いとこれを緩和するためボイドの周辺に転位輪が打ちだされボイド周辺が局部的に塑性変形し、結局試料に前ひずみを与えたと同様な効果を持ちこむためにリュウダスひずみ、降伏点降下のあらわれる温度が低くなるとも考えられるので、1 atm H₂ 雰囲気中から焼入れて -196°C、-78°C で塑性変形させて破断した試料の破断面を走査電子顕微鏡で観察した。ボイドの大きさは数百~数千 Å と考えると 3000 倍以上の倍率で十分識別可能であるがボイドは認められず、-196°C 引張の場合の破面は粒界脆性破壊面であり、-78°C 引張の場合は粒界脆性破壊面とディンプルが認められる延性破壊面が混在しており上述したようなボイドなどはまったく観察できなかった。

水素雰囲気中から焼入れた試料は降伏応力が真空焼鈍材に比して増大したが、これはチタン-水素クラスターを転位が切つて進むためでありこのときの塑性仕事に見合う力を外からかけねばならないからである。合金結晶格子中に固溶している水素量が異なると考えられる 1 atm H₂ 雰囲気、0.1 atm H₂ + 0.9 atm He 雰囲気中から焼入れた試料の降伏応力にそれほど差が認められないことと、鉄-水素合金では固溶水素は強度にそれほど影

響しないことが上記の理由である。チタン-水素クラスターは、0.1 atm H₂ 雰囲気ですでに飽和していると考えられる。なお 1 atm He 雰囲気中から焼入れた試料が少なからずなにより硬化したかは不明である。

侵入型原子を固溶した体心立方格子金属が、置換型原子を固溶したときと同様ある濃度範囲と温度範囲で固溶体軟化を起こすかどうかは興味深いことである。これについては鉄-窒素合金単結晶において、窒素と残留炭素による固溶体軟化が報告されている。⁸⁾ 本実験の鉄-チタン-水素系合金では、Fig. 5 にみられたように 1 atm H₂ 雰囲気、0.1 atm H₂+0.9 atm He 雰囲気中から焼入れた試料は水素の結晶格子中への固溶量の違いにより、上記の熱処理を行なった降伏応力が約 -100°C より低温で逆転している。用いた試料が多結晶体であることから正確には結論できないが水素原子による固溶体軟化の可能性はある。

室温においてはひずみ速度を変化させたときの流れ応力の変化量は、焼鈍材にみられるごとくひずみ量に対して一定である (Fig. 6)。このことから流れ応力のひずみ速度に依存する成分を決定する障害は変形とともに新たに作られないことがわかる。別に炭素や窒素などの侵入型原子を含む鉄は、純鉄に比してより小さな流れ応力の変化量を示すことがわかっている⁹⁾¹⁰⁾。したがって Fig. 6 の水素雰囲気中から焼入れた試料の流れ応力の変化量が焼鈍材に比して大きかったことから、焼鈍材に比してはより短範囲型の抵抗が転位運動の障害になっていることがわかり、これはチタン-水素クラスターであることを示している。これが変形の進行とともに焼鈍材の流れ応力の変化量の値に近づくことから、変形の進行とともにチタン-水素クラスターは分解されていくことが理解できる。低温においては流れ応力の変化量は焼入れ材、焼鈍材とも変形の進行とともに減少するが、これは変形の進行とともに可動転位密度が増大することに由来している。

活性化体積 V^* は単一の熱活性機構を仮定して次式で求められる。

$$V^* = kT \left(\frac{\partial \ln \dot{\gamma}}{\partial \sigma} \right)_T$$

ここに、 k はボルツマン定数、 T は絶対温度、 $\dot{\gamma}$ はひずみ速度である。焼鈍材は $\sigma^* \approx 15 \text{ kg/mm}^2$ 以上からはパイエルス力が転位の運動を律速している¹¹⁾。これより低い σ^* の値では別の律速機構で転位の交切¹²⁾ないしは転位間の弾性的相互作用による長範囲型の内部応力によるといわれる¹¹⁾。焼入れ材は、 $\sigma^* \approx 20 \text{ kg/mm}^2$ 以上となり、焼鈍材と同じくパイエルス力が転位運動を律速し

ているが、これより低い σ^* の値では別の機構すなわちチタン-水素クラスターを転位が切つて進むことに由来するものと考えられる。

高温の水素雰囲気中にあつた合金は、焼入れによつて通常的环境にさらされることになり合金中の水素は試料外へ抜けていくと考えられる。この水素の拡散速度はきわめて速く、低温時効によつて容易に短時間で試料外へ抜けていく。Fig. 9 にみられるように、降伏応力が短時間でまた時効温度が高いほど急速に低下することから、チタン-水素クラスターの分解は急速におこり時効温度が高いほど分解はげしいことがわかる。なお長時間の時効を行なつても、降伏応力が焼鈍材の値よりもわずかに高かつたことから、チタン-水素クラスターがわずかながら残存しているものと思われる。

焼入れ時効した鉄-炭素系合金では、電気抵抗ははじめ減少のち一定になるが Fig. 10 の結果は逆でありこれはチタン-水素クラスターの分解により水素の分布状態がより細くなるためであると考えられる。すなわち、低温時効によつてチタン-水素クラスターの分解と、試料外への水素ガス放出の2つの過程が同時に起こっている。40°C、70°C 時効ではガスの放出速度よりもチタン-水素クラスターの分解速度が大きいと考えられ、このため試料中の水素の絶対量の減少による電気抵抗の減少を補う以上のものであり、チタン-水素クラスターの分解によつて結晶格子中の固溶水素の濃度が高くなり、かつ分布状態が微細になる結果として電気抵抗増大があつたものと思われる。100°C 時効では2つの過程による電気抵抗の減少と増大がほぼ一致していると考えられこのため電気抵抗の変化量は少ないものと思われる。

水素は鉄結晶格子中へは原子かプロトンとして吸収され、鉄原子と水素原子の大きさの違いから侵入型に固溶する。現在のところこの固溶位置が四面体位置か八面体位置かははつきりしていないが¹³⁾、いずれにしてもこの合金中の水素による格子定数の変化は Fig. 11 に示すようにきわめて小さいことが結論される。

5. 結 論

鉄-2 at % チタン合金を高温の水素雰囲気中から水焼入れしてからの機械的性質の変化およびその解釈は次のように要約されよう。

(1) 焼入れによる降伏応力の上昇は、チタン-水素クラスターを転位が切つて進むために起こる。室温、-78°C では転位の運動はチタン-水素クラスターを切つて進むことにより支配されるが、-145°C、-196°C では転位運動の障害はパイエルス力であろうと推論した。

(2) チタン-水素クラスターは塑性変形の進行とともに分解されていく。

(3) 固溶水素によつて低温における固溶体軟化が生じる。

(4) 降伏点降下, リューダス帯の出現は転位の移動速度と水素の拡散速度の兼ねあいによる。

(5) この合金には水素ガスボイドは観察されない。

(6) 焼入れ後, 低温時効すると室温の降伏応力は短時間で低下し焼鈍材の値に近づく。時効温度が高いほど降伏応力は急速に低下する。これはチタン-水素クラスターが低温時効によつて分解するからである。

(7) 焼入れ後, 低温時効すると電気抵抗は増大した。この時効温度範囲では, 試料外への水素ガス放出による電気抵抗の減少を上まわるような, チタン-水素クラスターの分解による結晶格子中への固溶水素濃度の増大があり, その分布状態の微細化により電気抵抗の増大があるからであると推論した。

(8) 固溶水素による格子定数の変化は無視できるほど小さい。

終わりに本研究に使用した試料の溶製をしていただいた石川島播磨重工業(株)技術研究所の雑賀喜規部長に厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) T. SAKAKI, H. SUZUKI, and T. NAKAMURA: Proc. ICSTIS, Supl, Trans. ISIJ, 11, (1971), p. 1048
- 2) W. C. LESLIE, and R. J. SOBER: Trans. ASM, 60 (1967), p. 99
- 3) 鈴木, 中村: 材料科学 9 (1972) 1, p. 53
- 4) A. H. COTTRELL and B. A. BILBY: Proc. Phys. Soc., 62 (1949), p. 49
- 5) A. W. COCHARDT, G. SCHOEK, and H. WIEDERSICH: Acta Met., 3 (1955), p. 533
- 6) G. A. LENNING, J. W. SPRETNAK, and R. I. JAFFEE: J. Metals, 8 (1956), p. 1235
- 7) R. GIBARA: Trans. AIME, 239 (1967), p. 1574
- 8) Y. NAKADA and A. S. KEH: Acta Met., 16 (1968), p. 903
- 9) Z. S. BASINSKI and J. W. CHRISTIAN: Aust. J. Phys., 13 (1960), p. 299
- 10) B. L. MORDIKE and P. HAASEN: Phill. Mag., 7 (1962), p. 459
- 11) H. CONRAD: High Strength Materials, ed. V. F. ZAKAY, (1966), p. 436 [J. Wiley]
- 12) J. E. DORN and S. RAJNAK: Trans. AIME, 230 (1964), p. 1052
- 13) K. FARRELL: JISI, 203 (1965), p. 71