

- (3) 鈴木朝夫: 日本金属学会会報, **11**(1972), 649.
 (4) D.T.Peters and C.R.Cupp: Trans.Met.Soc. AIME, **236**(1966), 1420.
 (5) 添野 浩: 日本金属学会誌, **39**(1975), 528.
 (6) 添野 浩, 土屋正利: 日本金属学会誌, **41**(1977), 647.
 (7) J.M.Genin and G.Le Caer: Scripta Met., **8**(1974), 15.
 (8) C. Servant, G. Maeder and G. Cizeron: Met. Trans., **6A**(1975), 981.
 (9) 木下禾大, 徳永洋一, 豊島孝行: 日本金属学会誌, **33**(1969), 260.
 (10) 木下禾大, 徳永洋一, 豊島孝行: 日本金属学会誌, **33**(1969), 254.
 (11) 木下禾大, 徳永洋一, 遠藤博康: 日本金属学会誌, **34**(1970), 233.
 (12) 徳永洋一, 草場 隆: 日本金属学会誌, **39**(1975), 13.
 (13) 徳永洋一, 大北智良: 日本金属学会誌, **37**(1973), 1330.
 (14) G.Maeder: Métaux, **52**(1976), 226.
 (15) S. Spooner, H. J. Rack and D. Kalish: Met. Trans., **2**(1971), 2306.
 (16) A.F.Yedneral, O.P.Zhukov, M.A.Kablukovskaya, B.M.Mogutnov and M.D.Perkas: Phys. Met. Metallog., **36**(1973), 46.
 (17) 添野 浩: 日本金属学会誌, **39**(1975), 1059.
 (18) R.F.Decker, J.T.Eash and A.J.Goldman: Trans.ASM, **55**(1962), 58.
 (19) S.Floreen and G.R.Speich: Trans. ASM, **57**(1964), 714.
 (20) A.F.Yedneral and M.D.Perkas: Phys. Met. Metallog., **26**(1968), 66.
 (21) たとえば B.R.Banerjee, J.J.Hauser and J.M.Capenos: J.of Mat. Sci., **2**(1968), 76.
 (22) たとえば, 清水謙一, 岡本尚機: 日本金属学会誌, **35**(1971), 204.
 (23) 高木節雄, 徳永洋一: 未発表.

18%Niマルエージング鋼の繰り返し歪時効による強化*

高木節雄** 徳永洋一***

Setsuo Takaki and Youichi Tokunaga: The Strengthening of 18%Ni Maraging Steel by the Repeated Strain Aging. The Strengthening behavior by the repeated strain aging and the low temperature aging process in maraging steels containing 18%Ni, 8%Co and 5%Mo have been investigated by specific heat and electric resistance measurements and also by the tensile test. The effect of cold working in the solution treated condition on the tensile strength and on the low temperature aging reaction is not significant. On the specimen aged at 475°C for a few minutes, cold working, however, greatly increases the tensile strength and also promotes the low temperature aging reaction in the following aging. During the first aging, Mo rich zones are formed on dislocation lines and pin down them, and the subsequent cold working increases the dislocation density by multiplication. The newly introduced dislocations supply sites for Mo zone formation, resulting the promotion for the reaction of low temperature aging in the following aging. Therefore, the repetition of aging and cold working results in a remarkable increase of the tensile strength. For example, the tensile strength of specimens treated 10 cycles repeated strain aging (5% reduction in area and 475°C-2 min aging) reaches 1700 MPa, which exceeds the highest tensile strength 1530 MPa attained by the static aging at 475°C for 20 h.

(Received February 27, 1979)

I. 緒 言

従来, Ni マルエージング鋼は, 過飽和に置換型溶質原子を含んだ鉄合金マルテンサイトを 500°C 前後で時効することにより, 変態転位を核にして微細な金属間化合物が析出して強化するといわれてきた。しかし, このような化合物が析出する前に, あるいは低温側で擬析出段階に相当する時効反応も存在することが報告されている^{(1)~(3)}。た

たとえば, 著者らは比熱測定により, 本鋼種で 350, 470, および 530°C にそれぞれ発熱ピークをもつ 3 種類の時効反応が存在し, なかでも 470°C のそれがマルエージング強化の主役を果たしていることを指摘した⁽⁴⁾。そして, この 470°C ピークの時効反応には, 高温側で吸熱をとまらぬ復元現象が見られることから^{(4)~(7)}, 置換型溶質原子, とくに Mo 原子がクラスターないし rich zone⁽⁸⁾⁽⁹⁾を形成する, 一種の低温時効反応と見なされ, その形成機構として

** 九州大学大学院 (Graduate School, Kyushu University, Fukuoka)

*** 九州大学工学部鉄鋼冶金学科 (Department of Iron and Steel Metallurgy, Faculty of Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

* 1977 年 10 月日本金属学会広島大会および 1978 年 10 月日本金属学会富山大会に発表

matrix precipitate⁽¹⁾, スピノーダル分解⁽¹⁰⁾, 規則格子⁽¹¹⁾⁽¹²⁾などの諸説が提唱されている。しかし, 本鋼種のような Co, Mo を含むマルエージング型鉄合金で低温時効現象が起こるためには, あらかじめマルテンサイト変態あるいは強度の冷間加工により, 高密度の転位を導入しておくことが不可欠の条件⁽¹³⁾であり, またこのような時効反応が進行する温度域で引張り試験を行なえば P-L 効果が見られる⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾ことから, 置換型溶質原子と転位との弾性的相互作用, すなわち一種の歪時効と考えた方が妥当である。ただ, これに関して, 少なくとも P-L 効果だけでは, 微量の侵入型不純物の寄与を全く無視できないので若干の不安がある。そこで本研究では, 470°C ピークの時効反応が Mo 原子の寄与した歪時効で, クラスタないし rich zone が形成されるという考えに基づいて, 短時間時効と冷間加工を繰り返す, いわゆる繰り返し歪時効によって強化をはかることにした。これは言うまでもなく, マルエージング強化における歪時効説の妥当性を再確認することにもなる。なお, 繰り返し歪時効については, すでに軟鋼を用いた実験がいくつか報告されている^{(16)~(19)}が, 低合金および高合金系を問わず, マルテンサイト型の鉄合金ではその例が見あたらない。以下本報では, Ti を含まない極低炭素 18%Ni マルエージング鋼について, 引張り試験, および電気抵抗測定, 透過電子顕微鏡観察などによる検討を行なった。

II. 試料および測定方法

実験試料の素材として, 電解鉄, 電解ニッケル, 金属コバルトおよびフェロモリブデンを配合した Fe-18%Ni-8%Co-5%Mo 合金を真空誘導炉(≈0.1 Pa)で 40 kg 溶解し, φ100 mm の金型に鑄造したものを供した。分析値は, 17.56%Ni, 7.82%Co, 5.13%Mo, 0.16%Mn, 0.0032%C, 0.0014%N である。このインゴットを 1200°C で 4 h 均質化焼鈍し, 引張り試験用平板として 3 mm まで熱間圧延, さらに酸洗後冷間で 1.8 mm まで圧延した。また, 電気抵抗測定用として, 900~1000°C で φ2 mm までスエーシング加工, ついでセンタレスグラインダーでスケールを除去したのち, φ1.5 mm まで冷間線引きを行ない, それぞれの試料を作製した。

引張り試験片には, 上記平板を幅 22 mm × 長さ 100 mm 程度に切り出して使用した。これを繰り返し歪時効あるいは他の加工熱処理後の厚さが最終的に 0.8 mm 程度になるように, あらかじめ累積断面減少率から逆算して定められた厚さに冷延で調整しておき, 真空中 900°C-2 h の溶体化を行なったのち氷食塩水中に焼き入れて完全な massive 型マルテンサイト組織とした。これらの試料は, 塩浴加熱と冷間圧延によって繰り返し歪時効およびその他の加工熱処理を施したのち, 厚さ 0.8~0.9 mm, 平行部の幅 12.5 mm, 長さ 60 mm の平板試験片に切削加工し

て, インストロン型試験機により, クロスヘッド速度 1 mm/min で引張り試験を行なった。電気抵抗試料も同様に線引き加工や熱処理を施し, 直径 1 mm, 長さ 120 mm の線材について液体窒素中で電位差計法によって測定した。

III. 実験結果および考察

1. 繰り返し歪時効による強化挙動

まず Fig.1 は 475°C 静的時効と, 2 min 時効-5%加工(以下すべて断面減少率で表わす)の繰り返し歪時効による引張り強さの変化を累積時効時間に対して示したものである。もともと本鋼種の静的時効では, 開始直後の急激な第 1 段硬化と, 続いてゆっくり進行する第 2 段の硬化が見られる。第 1 段の硬化後約 30 min までは引張り強さがあまり変化せず, 原則として本実験の繰り返し歪時効は, 累積時効時間をこの範囲内に制限して行なうものである。また著者ら⁽⁴⁾は比熱測定により, 475°C-1 h 程度までの時効では, 金属間化合物の析出をとまらぬ高温時効反応がさほど進行していないことも確認しており, このような条件で得られる硬化は, 470°C ピークの発熱をとまらぬ低温時効反応によるものと考えられる。Fig.1 には, 475°C で 2 min 時効したのち, 5%冷延と 2 min 時効を 1 cycle とし最高 10 回まで繰り返した例を示すが, 累積時効時間がわずか 22 min という短時間で, 475°C-20 h の静的時効で得られる最高強度 1530 MPa を上まわる強度 1700 MPa にも達している。

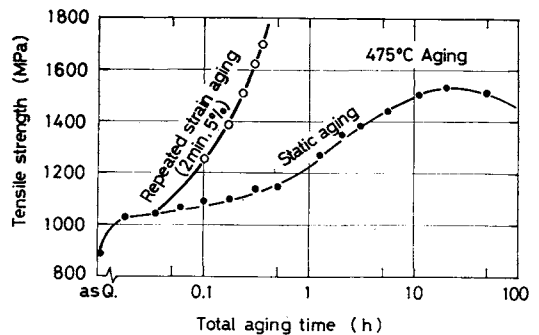


Fig.1 Changes of tensile strength by static aging and repeated strain aging, as a function of total aging time at 475°C.

Fig.2 は, 所定の加工率まで冷延後, 475°C で図中に示した各時間静的時効および繰り返し歪時効を行なった場合の引張り強さの変化を累積加工率に対して示しており, 加工率 0% における値は, それぞれ Fig.1 の静的時効材のそれに対応する。マルエージング鋼における冷間加工の影響については, すでに報告^{(20)~(25)}されているように, 少なくとも 50% 程度までの加工では強度の上昇はあまり期待できず, 本実験でも加工率 1% あたり約 3 MPa にすぎない。また, 冷間加工後時効を施しても, 加工硬化分に時効

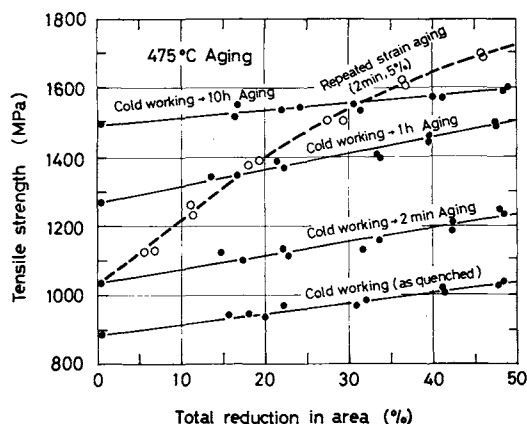


Fig. 2 Changes of tensile strength by cold working, aging after cold working and repeated strain aging as a function of total reduction in area.

硬化分がそのまま加算されるだけで、冷間加工の効果はさほどないようである。それに対して繰返し歪時効の場合、累積加工率に対する引張り強さの上昇はきわめて大きく、加工率1%あたり約14 MPaとなる。

2. 繰返し歪時効条件の検討

繰返し歪時効が、本鋼種の強化に有効であることがわかったので、以下、1回あたりの加工率および時効時間などの繰返し歪時効条件の影響を検討したい。まず Fig. 3は、1回あたりの時効時間を1 min一定として、加工率を2.5, 5, 10%/cycleと変えた場合の引張り強さの変化を繰返し回数に対して示したものである。いずれも繰返し回数にほぼ比例して引張り強さは増大するが、ある程度で飽和する傾向にある。また、1回あたりの加工率を大きくした場合も引張り強さの上昇は大きくなるが、それも飽和する傾向にある。Fig. 4はこの点を明確にするために、475°Cで2 min時効後それぞれ所定の加工率まで1回で加工した場合の引張り強さの変化を示したもので、時効後の加工率が約10%を越えると強度上昇は飽和してくる傾向にあり、これは転位の増殖が飽和するためと考えられる。また、加工率10%以下では引張り強さは加工率にほ

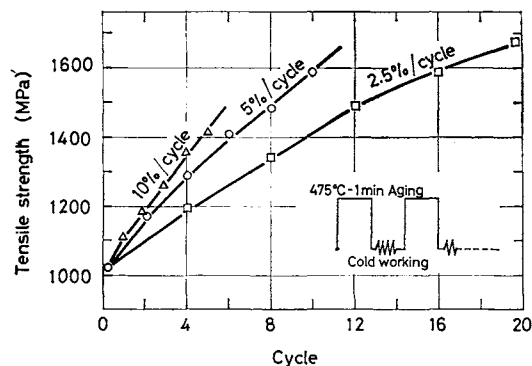


Fig. 3 Effect of reduction in area per cycle on strengthening by repeated strain aging.

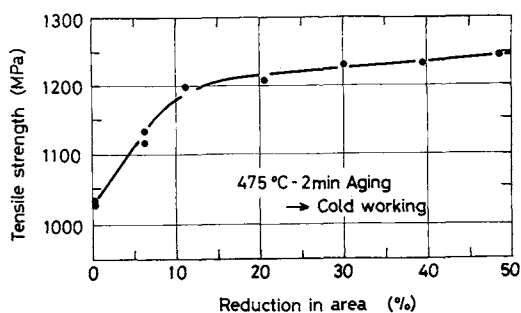


Fig. 4 Effect of cold working in the aged condition at 475°C for 2 min on tensile strength.

ぼ比例し、その上昇量は加工率1%あたり約15 MPaで、これは Fig. 2で示した繰返し歪時効のそれにほぼ等しい。つまり、非時効材と比較して、時効後の加工硬化は約5倍も大きいといえる。

Fig. 5は、1回あたりの加工率を5%一定として、時効時間を1, 2, 10 min/cycleとした場合の引張り強さの変化を繰返し回数に対して示したものである。時効時間が長いとそれだけ Mo rich zoneは成長して転位が強く固着されるので、強度も増大するが、しかし10 min/cycleのように1回あたりの時効時間が長すぎても、繰返し回数とともに次第にその上昇は飽和する傾向にある。そして1600 MPa以上の引張り強さで比較して、他の2つの繰返し歪時効条件ではまだ飽和する傾向が見られないから、10 min/cycleの場合、増殖転位の飽和よりも、むしろ rich zoneの形成に必要な Mo原子が母相中で凋濁することが、強度上昇の飽和をもたらしていると思われる。

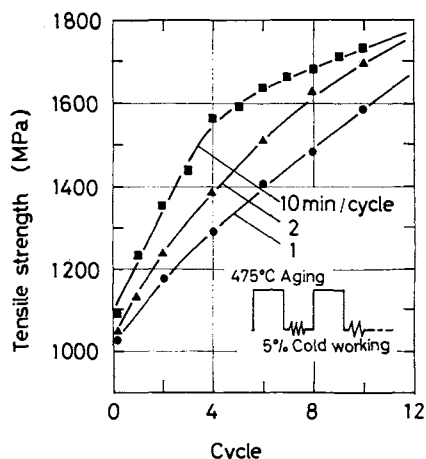


Fig. 5 Effect of aging time at 475°C per cycle on strengthening by repeated strain aging.

3. 繰返し歪時効による強化機構

Fig. 6は、前掲 Fig. 1に対応させて、静的時効および繰返し歪時効による電気抵抗の変化を累積時効時間に対して示したものである。元来、抵抗変化には格子欠陥の回復などの要因が複雑にからんでくるが、一応、本鋼種の場

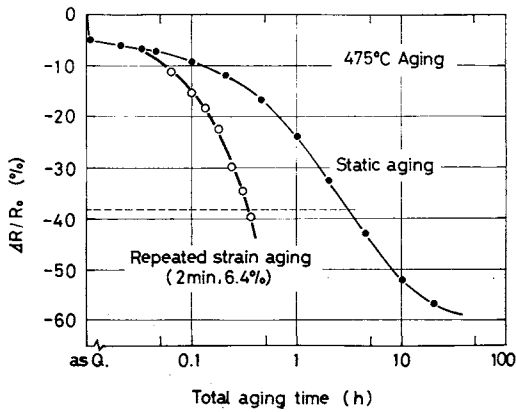


Fig.6 Changes of electric resistance by static aging and repeated strain aging as a function of total aging time at 475°C.

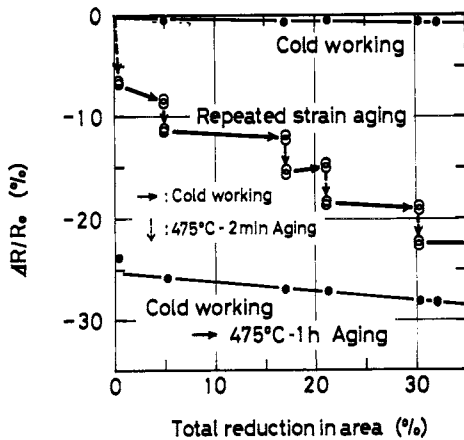


Fig.7 Changes of electric resistance by repeated strain aging.

合には、その減少は主として母相における溶質原子、とくに Mo 原子の析出量に対応すると見なしてよい⁽¹⁾。したがって、たとえば図中点線で示したように、繰り返し歪時効を累積時間でわずか 20 min 程度行なっても、静的時効で 3 h に相当する Mo 原子が母相から集合してきたことになる。つぎに、Fig.7 もやはり前掲 Fig.2 に対応させて、繰り返し歪時効の過程を抵抗変化で追跡したものである。この結果では、とくに試料寸法の測定精度から、1% 程度の誤差をとまなうことも考慮しなければならないが、少なくとも加工のみによる抵抗変化はきわめて小さいと言える。同様に、時効前に加工を加えても、1 h 時効後の抵抗値には加工率の影響はあまり現われない。一方、繰り返し歪時効では、時効後の加工により低温時効反応が促進され、次の時効ではほぼ一定量ずつ抵抗が減少していることがわかる。

Fig.8 は、繰り返し歪時効過程を引張り強さの変化で追跡したもので、これによると強度は各時効段階ではほとんど変化せず、むしろ時効後の加工段階で上昇していること

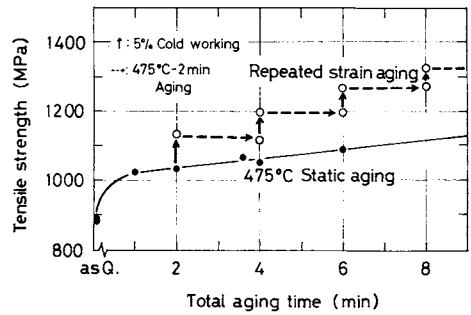


Fig.8 Changes of tensile strength by repeated strain aging.

がわかる。これより、まず最初の時効で転位上に形成された Mo rich zone が転位を固着し、次の加工で転位が増殖して加工硬化すると同時に、新しく導入された転位は、再時効による zone 形成のための site を提供する、という具合に加工硬化と zone の累積形成によって、急速な硬化が進むと考えられる。なお、ここで各時効段階での硬化が見られないのは、同時に回復による軟化が起きているためと思われる。事実、475°C で最高硬度まで時効 (20 h) した試料に 5% 冷間加工を加えて、2 min 再時効すれば、約 50 MPa (1590→1540 MPa) 強度が低下することを確認している。また、繰り返し回数が多くなると、1 回の歪時効による強度の上昇量が小さくなる傾向も見られ、これはおそらく転位増殖の飽和によるものであろう。転位増殖については、マルテンサイト特有の高転位密度のため、あくまで推測の域を出ないが、一応、フランク・リード機構に基づいてその可能性を検討してみよう。いま、転位間の摩擦を無視すれば、転位の障害物となる Mo rich zone の間隔 l と増殖に必要なせん断応力 τ_F の間には、つぎの関係がある。

$$l = G \times b / \tau_F$$

ここで剛性率 $G \approx 8 \times 10^4$ MPa、バーガースベクトル $b \approx 0.25$ nm とし、2 min 時効と 5% 加工を 10 回繰り返した場合の 0.2% 耐力 $\sigma_{0.2} = 1650$ MPa で、また $\tau_F = \sigma_{0.2} / 2$ と仮定すると、上式より $l \approx 24$ nm が得られる。

さて Photo.1 は、(a) 475°C-30 h 静的時効および (b) 475°C-2 min 時効と 5% 加工を 10 回繰り返したのち、475°C-30 h 時効した場合の暗視野電顕像を示す。元来、低温時効による擬析出物は、微細かつ構造的に不完全で直接観察が困難なため、ここでは長時間時効を施して、完全な金属間化合物の析出状態と比較しようとしたものである。したがって、若干、過時効による析出物の凝集も考慮しなければならないが、Photo.1(b) より、上述で推定した $l \approx 24$ nm という値は、ほぼ妥当なものといえよう。また、Photo.1(a) に示すように、たんなる静的時効の場合、まず低温時効反応により Mo rich zone が転位線に沿って成長し、金属間化合物に変態するため、析出物は粗大なりボン状を呈している。これに比べ、Photo.1(b) の繰り返

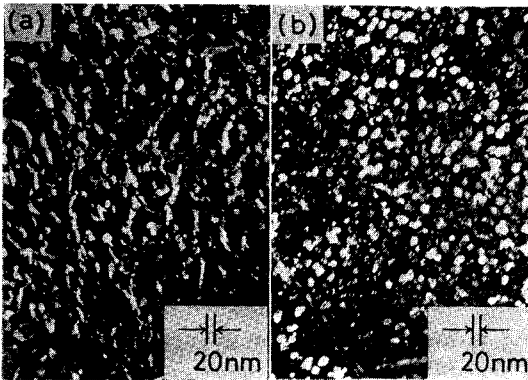


Photo.1 Precipitates in the specimens aged at 475°C for 30 h (a) and aged at 475°C for 30 h after 10 cycles repeated strain aging (5% reduction in area and 2 min aging at 475°C) (b).

返し歪時効を経たものでは、すでに微細に分散した Mo rich zone から、金属間化合物に変態し、かつ、その表面エネルギーを下げる形で球状化したと推察される。このように、Mo rich zone が金属間化合物の核形成に関与し、その析出組織に影響を与えていると思われるので、前者から後者への移行を *in situ* 型変態と考えれば、うまく説明はつくが、この点については、電顕観察などによる詳細な検討を要しよう。いずれにせよ、繰り返し歪時効と長時間の静的時効を組み合わせて、金属間化合物を微細球状化し得ることは注目すべきである。なお、この場合の金属間化合物は、たとえ形状が異なっても、同一の構造をもち、 $Ni_3Mo^{(26)(27)}$ などとして報告されているものであろう。

以上の実験結果から判断して、470°C に発熱ピークをもつ低温時効反応は、転位上に Mo の rich zone あるいはクラスターが形成される、一種の歪時効であると考えてよい。となれば、このような反応が進行する温度域で温間加工を行なうことにより、zone 形成と転位の増殖が同時に進行して、強度の上昇が期待される。Fig.9 は、圧延の際

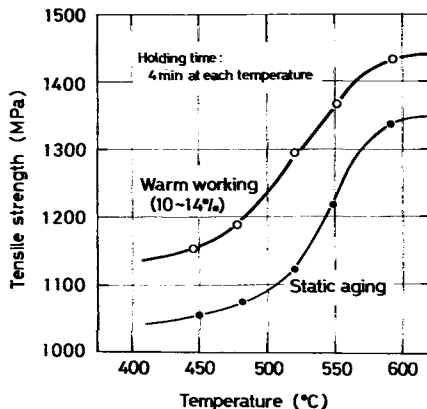


Fig.9 Effect of warm working on tensile strength.

の温度低下を防ぐため、薄板を3枚重ねて、塩浴中、各温度で4 min 保持後温間加工し、中央の1枚から引張り試験片を採取して、その効果を検討した結果を示す。温間加工の効果が明らかである。

IV. 結 論

本研究は、いわゆるマルエージング強化の主役である低温時効が、置換型溶質原子と転位の相互作用に基づく、一種の歪時効であることを立証し、さらにはこれを利用して実用材の強化をはかろうとしたものである。試料として Ti を含まない 18%Ni-8%Co-5%Mo マルエージング鋼を用い、引張り試験、電気抵抗の測定、透過電子顕微鏡観察によって、繰り返し歪時効の強化挙動を検討した。結果を要約するとつぎのようである。

(1) 非時効材の加工硬化は小さく、冷間加工のみによる引張り強さの上昇は、断面減少率に対して 3 MPa/% 程度である。同様に、時効前に冷間加工を加えても、低温時効反応および強度に対する影響は小さい。

(2) 475°C で短時間(数分程度)時効後加工を加えた場合、約 10% の加工率まではほぼそれに比例して加工硬化が大きくなり、強度も増大(約 15 MPa/%)するが、10% を越えると強度の上昇は飽和する傾向にある。この繰り返し歪時効では、時効後の冷間加工段階で強度の上昇が見られる。

(3) 時効後の冷間加工は、再時効の際に 470°C 発熱ピークに相当する低温時効反応を促進する効果もあり、繰り返し歪時効では、冷間加工後の各時効段階でほぼ一定量の電気抵抗減少が見られる。このことは、低温時効反応の歪時効説が妥当なことを示唆している。

(4) 繰り返し歪時効では、累積時効時間あるいは累積加工率に対する強度の上昇が著しい。たとえば、475°C-2 min 時効と 5% 冷延を 1 cycle として 10 回繰り返した場合、累積時効時間としてはわずか 22 min にすぎないが、475°C-20 h の静的時効で得られる最高引張り強さ 1530 MPa を上まわる 1700 MPa に到達する。また、累積加工率に対しても、非時効材の強度の上昇が約 3 MPa/% であるのに比べ、繰り返し歪時効のそれは平均 14 MPa と大きい。

(5) 以上の結果より、繰り返し歪時効による強化は、短時間の時効による、転位を核にした Mo rich zone あるいはクラスターの形成と、冷間加工による転位の増殖が繰り返されて、結果的には、転位密度の上昇による加工硬化であると考えられる。

(6) 繰り返し歪時効後に、長時間の静的時効を組み合わせることにより、金属間化合物を微細球状化し得る。

終わりに、本研究の予備実験段階で熱心に御協力された九州大学大学院生 幾度哲幸氏、ならびに試料の溶製に御配慮を頂いた新日本製鉄株式会社生産技術研究所 矢田 浩

氏に感謝します。また、本研究の一部は、文部省科学研究費補助金によって行なわれたことも付記して謝意を表します。

文 献

- (1) D.T.Peters and C.R.Cupp: Trans. Met. Soc. AIME, **236**(1966), 1420.
- (2) 添野 浩, 黒田哲郎: 鉄と鋼, **55**(1969), 1243.
- (3) 添野 浩, 土屋正利: 日本金属学会誌, **41**(1977), 647.
- (4) 徳永洋一, 森重光之: 日本金属学会誌, **43**(1979), 834.
- (5) YE.A.Aleksenko, G.P.Kulinichev and M.D.Perkas: Phys. Met. Metallog., **29**(1970), 112.
- (6) D. T. Peters: Trans. Met. Soc. AIME, **239**(1967), 1981.
- (7) 添野 浩: 日本金属学会誌, **39**(1975), 528.
- (8) C.Servant, G.Maeder and G.Cizeron: Met. Trans., **6A**(1975), 981.
- (9) J. M. Genin and G. Le Caer: Scripta Met., **8**(1974), 15.
- (10) 田村今男: 鉄鋼における変態と析出, 金属学会セミナー, (1968), 55.
- (11) S.Floreen and R.F.Decker: Trans. ASM, **55**(1962), 518.
- (12) S. Spooner, H. J. Rack and D. Kalish: Met. Trans., **2**(1971), 2306.
- (13) 徳永洋一, 草場 隆: 日本金属学会誌, **39**(1975), 13.
- (14) 徳永洋一, 大北智良: 日本金属学会誌, **37**(1973), 1330.
- (15) G. Gurewitz, N. Atzmon and A. Rosen: Met. Tech., **4**(1977), 62.
- (16) D.J.Lloyd and K.Tangri: Mat. Sci. Eng., **10**(1972), 75.
- (17) 五弓勇雄, 橋本健治: 日本金属学会誌, **31**(1967), 352.
- (18) 五弓勇雄, 岸 輝雄, 小椋 学: 日本金属学会誌, **31**(1967), 357.
- (19) 五弓勇雄, 橋本健治: 塑性と加工, **5**(1964), 643.
- (20) G. J. Spaeder and W. J. Murphy: J. Mat., **3**(1968), 116.
- (21) 加藤義雄, 山田銃一, 小松 登: 鉄と鋼, **64**(1978), 1747.
- (22) たとえば, 大沢 恂: 日本金属学会誌, **32**(1968), 95.
- (23) A.Rosen and N. Atzmon: Int. Conf. Strength Met. Alloys, **4th**[2]('nd), 684.
- (24) たとえば, 添野 浩: 鉄と鋼, **62**(1976), 220.
- (25) たとえば, 添野 浩: 鉄と鋼, **62**(1976), 1249.
- (26) 清水謙一, 岡本尚機: 日本金属学会誌, **35**(1971), 204.
- (27) G. R. Speich: Trans. Met. Soc. AIME, **227**(1963), 1426.

Ti-6Al-4V 合金鑄造品の繰り返し 加熱冷却熱処理による組織の改良

茨木善朗* 佐々木敏美*

Yoshiro Ibaraki and Toshimi Sasaki: Improvement of the Microstructure by the Cyclic Heating of Cast Ti-6Al-4V Alloy. The micro-structure of as-cast Ti-6Al-4V alloy is the acicular alpha or the Widmanstätten structure, and it is believed that this structure cannot be changed to other structures by the conventional heat treatment. As forging or rolling cannot be employed after casting, it is desirable to obtain a pre-heat-treated structure that can be conventionally heat-treated.

The cyclic heating has been developed, by which the acicular alpha or Widmanstätten structure is decomposed to give a two-phase structure (alpha+beta) capable of being conventionally heat-treated.

Two to 50 cycles of heating from 500 to 850~950°C at a heating rate of 5.8 to 225°C/min have been applied to the castings and the micro-structural changes and the diffusion of the alloying elements were examined by means of a microscope and an X-ray microanalyser.

The following conclusions are obtained.

(1) The cast microstructure is improved by the cyclic heating and became nearly equiaxed alpha grains similar as in the forgings.

(2) It is possible to heat-treat this microstructure by the conventional heating method, and the two-phase structure (alpha+beta) is obtained.

(3) The diffusion of Al and V atoms is observed to stabilize the alpha and beta phase.

(Received February 28, 1979)

* 株式会社日立製作所機械研究所(Mechanical Engineering Research Laboratory, Hitachi Ltd., Tsuchiura)