18%Ni マルエージング鋼のおくれ破壊挙動

浅 山 行 昭*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 46, No. 11 (1982), pp. 1081-1088

Behaviors of Delayed Failure in Ultra-High Strength 18%Ni Maraging Steels

Yukiteru Asayama*

Behaviors of delayed failure in an air environment were investigated in ultra-high strength 18%Ni maraging steels. The slow crack growth velocity caused by delayed failure increases with aging time in an early stage of aging, and after reaching a maximum, it decreases inversely with aging time. The aging time for the slow crack growth velocity to reach a maximum becomes shorter with increasing aging temperature.

The delayed failure does not occur in vacuum environment, and therefore, it is assumed that the delayed failure is controlled by diffusion associated with stress-induced migration of hydrogen produced by decomposition of water adsorbed by the surface of the steel. The slow crack growth velocity of the delayed failure depends on the catalytic action of steels changing by the aging condition which results in the decomposition of water.

The aging time for the slow crack growth velocity to reach a maximum at a respective aging temperature is independent of the composition of the steels and only dependent on the aging temperature, but the slow crack growth velocity depends on the chemical composition of the steels. Co and Ti have a large effect on the slow crack growth velocity, but Mo has little effect.

It is considered that the behavior of the delayed failure is controlled by the formation and decomposition of $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_3)$ which probably promotes the decomposition of water.

(Received July 26, 1982)

I. 緒 言

最近, 18%Ni マルエージング鋼は高強度化を狙って, 合金元素添加量を増やす傾向にあり, それに伴って, 比較的低温で時効した場合に, 引張性質の歪み速度依存性が顕著となり, 低歪み速度の引張りで延性が低下することが報告されている^{(1)~(9)}. その理由としては, 低温時効において基質と整合した微細な析出相が形成され, それが変形に際し, 転位によって剪断され, 迂りが少数のすべり面上に集中するため, 粒界などの障害物において応力集中が著しく増大し, そこへ水素が拡散集中してきて, おくれ破壊き裂が発生し, 伝播するためと考えられている^{(7)~(9)}. このように, おくれ破壊は変形様式の違いによる応力集中の引き金効果が大いことに起因するという考え方⁽⁵⁾が支配的であるが, 著者は, さきに Ti を有する 18%Ni マルエージング鋼の切欠靱性について報告した中で⁽¹⁰⁾, 670 K 前後の温度で時効した場合には, おそらく Ti が関与した化合物が粒界に析出するために, 基質の脆化とは無関係におくれ破壊感受性が高まるものと推定した. このことは単に変形様式の違いによるとする考え方だけでは説明できないので, この点を解明するために, Ti, Co, Mo 含有量の異なる

18%Ni マルエージング鋼について, おくれ破壊試験を実施した. その結果, おくれ破壊は変形様式に左右されるということよりも, き裂先端での環境中の水分の分解反応に大きく左右され, この分解反応がマルエージング鋼の時効条件や, 組成に影響されることが判明したので, ここに報告する.

II. 実験方法

本実験に用いた 18%Ni マルエージング鋼の化学成分を Table 1 に示す. 供試材は高周波真空溶解炉によって製造した. 鋼塊の重量は 10 kg である.

まず, 鋼塊を熱間鍛造によって厚さ 30 mm, 幅 90 mm に延ばしたあと, 1523 K で 72 ks (20 h) 均質化処理を施し, 次いで, 厚さ 20 mm, 幅 70 mm に皮削りしてから熱間圧延し, 厚さ 4 mm, 幅 100 mm の板材にしたのち, 1123 K で 3.6 ks (1 h) 溶体化処理を施した. 最後に冷間圧延によって厚さ 2.0 mm, 幅 100 mm の板材に仕上げた.

この板材から Fig. 1 に示す形状の切欠引張試験片を圧延に対して直角の方向から採取し, 1093 K (820°C) に 1.2 ks (20 min) 加熱後水冷の溶体化処理を施してから, 切欠先

* 三菱重工業株式会社名古屋航空機製作所 (Nagoya Aircraft Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Nagoya)

Table 1 Transition temperature, chemical composition and hardness after aging of steels studied.

Steel No.	Trans. Temp. (K)				Composition in mass%						Hardness* HRC
	As	Af	Ms	Mf	C	Ni	Mo	Co	Ti	Al	
2	943	1013	538	458	0.025	18.00	3.10	13.73	0.97	0.098	52.8
4	908	948	438	363	0.025	18.41	5.35	7.71	0.92	0.102	53.1
5	933	983	398	308	0.026	18.29	5.40	7.15	1.39	0.116	56.7
6	953	998	400	328	0.032	17.94	5.27	7.35	1.70	0.098	57.9
7	928	978	463	398	0.070	18.06	4.23	11.06	1.41	0.098	56.3
8	923	968	423	343	0.013	18.00	5.30	11.01	1.23	0.089	57.9
9	943	993	438	353	0.035	18.25	5.43	10.75	0.95	0.098	56.5
10	883	933	468	403	0.018	17.94	4.37	14.56	0.89	0.093	56.4
11	953	1003	438	348	0.036	17.90	5.27	14.28	0.89	0.089	58.1
12	948	1003	478	398	0.027	18.33	4.25	10.62	0.90	0.107	54.3
13	958	1003	523	443	0.028	18.13	3.10	11.00	1.44	0.102	54.1
14	908	963	508	433	0.025	18.55	3.15	14.35	1.36	0.107	55.8

* Hardness after aging at 793 K for 7.2 ks.

Fig.1 Dimension of notch tensile specimen in mm.

端に正確に 1.0 mm 深さの疲労き裂を入れ、そのあと所定の時効処理を施して試験に供した。

時効処理は硝石系の中性ソルトバスで行い、時効後の冷却はすべて水冷とした。

引張試験およびおくれ破壊試験は、その直前に 463 K で 3.6 ks のベーキングを試験片に施して行った。

引張試験はすべて 5×10^{-3} Pa の真空チャンパーの中で行った。

おくれ破壊試験は、ほとんどのものは大気中で行ったが、一部は真空中、あるいは 3.5% NaCl 水溶液中でも行った。

なお、おくれ破壊試験においてはクリップゲージを切欠部に取付け、き裂の進行状況を記録した。

III. 実験結果ならびに考察

1. おくれ破壊試験

723 K で 1.5 ks (25 min) ないしは 10.8 ks (3 h) 時効処理した No.13 試料のおくれ破壊試験結果を Fig.2 に示す。

大気中のおくれ破壊試験においては、1.5 ks 時効したものよりも 10.8 ks 時効したものの方が破断までの時間は長い、限界応力には、ほとんど差が認められない。限界応力は真空中での引張破断応力に比べると非常に低い値である。一方、 5×10^{-3} Pa の真空中でのおくれ破壊試験を行うと、真空中での引張破断応力に近い応力を負荷してもおくれ

Fig.2 Results of delayed failure tested in vacuum and in air for No.13 steel aged at 723 K.

れ破壊せず、600 ks (約 167 h) 経過後そのまま真空中で引張破断し、疲労き裂先端部の破面を観察したが、おくれ破壊によって起る粒界き裂破面は認められなかった。

応力を負荷したまま真空を破って大気圧にすると、Fig.2 に示すように、おくれ破壊が起るが、真空を破ってから破断までの時間は最初から大気中でおくれ破壊試験した結果と一致するので、おくれ破壊は大気による環境脆化と考えられる。

真空中で引張破断した試験片の破面と、大気中でおくれ破壊した試験片の破面の一例を Photo.1 に示す。大気中でおくれ破壊した破面には疲労き裂先端から粒界破面が拡がっている様相が明瞭に認められるが、真空中での引張破断面には粒界破面は全く認められない。

18% Ni マルエージング鋼の大気中でのおくれ破壊は水素に起因しているといわれているが⁽⁸⁾、真空中ではおくれ破壊せず、真空を破るとおくれ破壊き裂が進行しはじめる現象から、切欠先端付近に吸着した大気中の水分が分解し、そのとき発生した水素の一部が応力集中域に拡散集中して水素脆化を引き起こすものと推定される。

ところで、人工的に入れた疲労き裂先端から発生、伝播するおくれ破壊き裂は Photo.2 に示すように、枝分かれする。枝分かれが起ると、それぞれのき裂先端の応力集中は緩和されるので、見掛けの K_{Ic} が増加する⁽⁵⁾。枝分かれ

Photo.1 Fractographs of surfaces fractured by delayed failure test in air and tensile test in vacuum.

Photo.2 Crack branching occurring by delayed failure in front of pre-crack made by fatigue.

Fig.3 Schematic view of the method to measure crack growth of delayed failure by using clip gauge.

Fig.4 Relationship between crack depth and crack opening displacement.

状況は時効条件、負荷応力、組成等によって微妙に変化するるので、おくれ破壊時間も枝分かれ状況に大きく支配され、これが破断時間のバラツキとなって現れてくる可能性がある。また、急速破断時のき裂長さは材料の靱性に大きく左右されるから、おくれ破壊における破断時間は必ずしもき裂進展速度に呼応したものではない。そこで、Fig.3に示すように、切欠部にクリップ・ゲージを取りつけ、荷重を負荷してから経過時間に伴って成長するき裂長さについて計測することを試みた。Fig.4は6.8 kNの荷重を負荷したときのクリップゲージから得られる切欠部開口量(COD)とき裂長さの関係を示したものである。これは大気中でのおくれ破壊試験を途中で中断したあと、真空中で引張試験を行い、粒界き裂長さとしてCODの関係プロット

したものである。Fig.4 はき裂長さを COD で計測することが可能であることを示している。

2. 等温時効とおくれ破壊

Fig.5 に 632~753 K で等温時効した No.7 試料の大气中でのおくれ破壊試験結果を示す。試験はすべて 6.8 kN の一定の荷重下で行った。おくれ破壊時間としてはき裂が 1.5 mm まで進行するのに要する時間を Fig.4 に示す COD 量から推定した。

時効時間が短いうちはおくれ破壊が起らない不感時効時間が存在するけれども、この時効時間を過ぎるとおくれ破壊き裂が進行し始める。この不感時効時間は時効温度の上昇と共に短くなる。おくれ破壊が起始めると、き裂進展速度は時効時間と共に速くなり、荷重を負荷してから 1.5 mm のき裂長さに達するまでの時間は短くなる。694 K 以上の温度で時効した場合には、き裂進展速度は最初のうちは時効時間と共に速くなるけれども、やがて最大に達したあと、逆に遅くなる傾向を示すようになる。き裂進展速度が最大になる時効時間は時効温度の上昇と共に短くなる。

694 K より低い温度で長時間時効したものにおいても、き裂進展に伴う COD の変化と時間の関係から、荷重を負荷直後のき裂進展速度を求めると、その値は時効時間に対し最大に達したのち逆に小さくなる傾向を示すけれども、き裂が 1.5 mm に達する以前に脆性破断してしまうので、Fig.5 にその傾向を示すことはできなかった。

Fig.6 はおくれ破壊試験に用いた No.7 試料の硬度の測定結果である。本実験で行った時効範囲では硬度は時効時

Fig.5 Effect of isothermal aging on time for crack to propagate to 1.5 mm for No.7 steel.

Fig.6 Effect of isothermal aging on hardness for No.7 steel.

間と共に単調に増加しているのみで、おくれ破壊の時効時間に対する特異な挙動を示唆するような硬度の変化は何も認められない。

Fig.5 および 6 から、おくれ破壊が促進ないしは緩和されているときのき裂進展速度、および硬度についてアレニウスプロットを求めると、Fig.7 に示すように、753 K におけるおくれ破壊促進側のき裂進展速度および硬度を除けば良好な直線関係が得られる。Fig.1 に示す形状の試験片を加熱する場合に、例えばソルトバスといえども昇温時間の影響が考えられるので、加熱時間があまりにも短いものについてはアレニウスプロットから若干のずれが生じたものと思われる。

これらの直線から見掛けの活性化エネルギーを求めると、いずれも異なった値となる。それぞれ異なった単一の時効反応に支配されているとすれば、おくれ破壊を促進する時効反応と、それを緩和する時効反応がそれぞれ存在していて、時効の初期には促進反応が優先的に起るが、やがて緩和反応によっておくれ破壊き裂進展速度は低下していくものと思われる。

おくれ破壊を緩和する反応の活性化エネルギーは添野らが 18%Ni マルエージング鋼の低速引張において、Brittle から Medium 破断に移行するときの挙動から求めた値と一致している⁽⁶⁾。

おくれ破壊促進反応の活性化エネルギーは、硬度から求めた値よりも小さいが、18%Ni マルエージング鋼の低温時効反応について求められている値⁽¹¹⁾よりは大きい。同

Fig.7 Arrhenius plot constructed from crack growth caused by delayed failure and hardness data of No.7 steel shown in Fig.5 and 6.

じき裂速度を示す試験片でも、時効温度が高いものほど硬度は高い値を示すので、平面歪み状態でのき裂先端の塑性域の大きさは同一荷重であっても異なっており⁽¹²⁾、これが水素脆化感受性に影響するので⁽¹³⁾、この点を考慮すれば、おくれ破壊き裂を促進する時効反応の活性化エネルギーは Fig.7 に示した値よりも若干小さい値になることが考えられる。しかし、それだからといって直ちにこれが低温時効反応のそれと一致するといえるかどうかについては、本実験からはいえない。

3. おくれ破壊に及ぼす合金成分の影響

Mo, Co, Ti 含有量の異なる試料について、713 K ないし 733 K で等温時効したあと、おくれ破壊試験を大気中で行った。荷重はすべて 6.8 kN である。その結果を Fig.8 に示す。いずれの試料も時効時間と共に、はじめのうちはおくれ破壊き裂進展速度が速くなるけれども、やがて最大に達したあと、次第に遅くなる傾向を示す。しかも時効温度が一定ならばき裂進展速度が最大になる時効時間は試料に関係なくほぼ一定である。

Fig.9 に 713 K で 6 ks 時効したあと、大気中でおくれ破壊試験した結果を成分系ごとに系統づけて示す。荷重は同じく 6.8 kN である。Ti, Co 含有量が増加するとおくれ破壊き裂進展速度は速くなるが、Mo はおくれ破壊き裂進展速度にはほとんど影響を及ぼさない。Fig.10 は Fig.9 の試験に用いた試験片の硬度とおくれ破壊の関係を示したものであるが、同じ硬度の増加に対して Ti がおくれ破壊き裂進展速度に最も大きな影響を及ぼし、次いで Co である。Mo はおくれ破壊き裂進展速度にはほとんど影響しない。

No.9 試料と Co, Ti 含有量はほぼ同じで、Mo 含有量のみ異なる No.12 試料について、同様の時効処理を施した

Fig.8 Effect of isothermal aging on time for crack to propagate to 1.5 mm for various steels.

Fig.9 Effect of chemical composition on time for crack to propagate to 1.5 mm.

Fig.10 Effect of Ti, Co and Mo elements in the series of steels on the relationship between hardness and time for crack to propagate to 1.5 mm.

あと、おくれ破壊試験した結果も Fig.10 に示したが、やはり Mo は硬度の上昇にのみ寄与し、おくれ破壊にはほとんど影響を及ぼしていない。

4. 切欠引張強度とおくれ破壊の関係

No.8 試料を用いて、 5×10^{-3} Pa の真空中で引張試験を、また、大気中で 6.8 kN の荷重を加えておくれ破壊試験を行った。その結果を Fig.11 に示す。

切欠引張強度は時効温度によって決まる一定の時効時間を過ぎると低下しはじめる。一方、おくれ破壊は、673 K

Fig.11 Effect of isothermal aging on notch tensile strength (a) and time for crack to propagate to 1.5 mm (b) for No.8 steel.

においては試験した範囲では時効時間と共にき裂進展速度は速くなるが、723 K と 773 K では Fig.5 と同じく、時効時間と共にき裂進展速度は速くなり、やがて最大値に達したのち漸次遅くなっていく。

Photo.3 に 723 K で 0.60 ks ないしは 24.0 ks 時効したあと、真空中で引張破断した試験片の破面を示す。0.6 ks 時効したものは典型的な dimple 破面を呈しており、良好な靱性を有していることが伺われる。一方、24 ks 時効したものは、dimple 破面の中に若干へき開破面の混在が認められ、破断荷重が低いことと一致している。

18%Ni マルエージング鋼のおくれ破壊は比較的低温で時効した場合に起こり易いとされ⁽⁶⁾⁽⁷⁾、その理由としては基質と整合した微細な析出相が形成される時効初期段階では、転位が析出物を剪断して運動し、かつ応力分布が不均一と考えられるので、交差すべりが起きにくく、このために、粒界には転位の集積による応力集中が形成されやすいと推定されていて、この応力集中域に水素が拡散濃化するため、き裂の発生が容易になるという考え方がある⁽⁹⁾。しかし、この考え方は Fig.11 ならびに Photo.3 の結果と矛盾する。

著者は先に 18%Ni マルエージング鋼を高温で時効したあと、低い温度で再度時効すると切欠引張強度が低下し、脆性破壊することを報告した⁽¹⁰⁾。

Fig.12 には No.14 試料を 773 K で時効した場合と、773 K で 1.5 ks 時効したあと、673 K で再度時効した場合の大気中でのおくれ破壊き裂進展速度の計測結果を示

Photo.3 Fractographs of surfaces fractured by tensile test in vacuum for No.8 steel aged at 723 K for (a) 0.6 ks (10 min) and (b) 24.0 ks (400 min).

Fig.12 Effect of aging time on time for crack to propagate by 0.3mm in delayed failure of No.14 steel aged at 773 K and re-aged at 673 K isothermally after aging at 773 K for 1.5 ks (25 min).

す。荷重は同じく 6.8 kN である。時効条件によっては脆化しているために、おくれ破壊き裂がわずかに進展したところで急速破断してしまうものもあるので、これまでのように 1.5 mm のき裂長さに達する時間ではなく、もっと短い 0.3 mm のき裂長さに達するまでの時間を計測した。

773 K で時効したものは他の試料の場合と同様に、0.1

Fig.13 Relationship between crack opening displacement and time after loading in delayed failure test of No.14 steel aged at 773 K and re-aged at 673K.

Photo.4 Fractograph of surface fractured by tensile test in vacuum for specimen of No.14 steel re-aged at 673 K for 46.8 ks (13 h) after aging at 773 K for 1.5 ks.

ks の時効でき裂速度は最大となり、それよりも時効時間が長くなるとき裂速度は漸次遅くなるが、673 K で再時効した場合には時効時間と共にき裂進展速度は若干遅くなる傾向を有してはいるものの、773 K で 0.1 ks 時効の場合に比べてはるかに遅い。

Fig.13 は荷重を負荷してからの時間と COD との関係を示す。再時効時間と共にき裂進展速度が若干遅くなっていくが、それと同時に最終急速破断するときの COD 量、すなわちき裂長さが小さくなり、脆性破壊傾向が再時効時間と共に急速に強くなっていく様子がわかる。**Photo.4** に 673 K で 46.8 ks 再時効したときの最終破断領域の破面を示す。擬へき開破面が支配的になっていて、脆化している様子が明瞭にわかる。

以上の実験結果から、おくれ破壊が変形様式の違いに起因するという考え方では説明できないことが分かった。

5. おくれ破壊の本性

No.13 試料を用いて行ったおくれ破壊試験結果は **Fig.2** に示したように、723 K で 10.8 ks 時効すると、同じ温度で 1.5 ks 時効したものよりもおくれ破壊時間が長い。

Fig.14 に同じく No.13 試料の 723 K および 773 K で時効

した場合の大気中でのおくれ破壊き裂進展速度の計測結果を示す。負荷荷重は 6.8 kN である。723 K 時効においては 10.8 ks の時効によってき裂進展速度はすでに遅くなっていることを示している。しかし、き裂進展速度が最も速い 1.5 ks 時効のものと限界応力について比較すると、**Fig.2** に示したように、両者には全く差が認められない。

真空中ではおくれ破壊しないが、真空を破るとおくれ破壊が始まる事実から、おくれ破壊き裂進展速度は切欠底表面ないしはき裂表面に吸着した大気中の水分の電気化学的分解反応速度に律速されると考えれば **Fig.2** の結果は理解できる。

Fig.15 は No.13 試料を 773 K で 120 s ないしは 960 s 時効したときの大気中および 3.5%NaCl 水溶液中でのおくれ破壊試験結果である。大気中でおくれ破壊試験した場合には、960 s 時効したものの方がおくれ破壊時間は長く、しかも限界応力も高い値を示している。120 s 時効したものよりはるかにおくれ破壊しにくくなっているように見受けられるが、応力集中域における平衡水素濃度は吸着水分の電気化学的分解速度にも影響されると考えられるので、時効組織の変化によって吸着水分の分解速度が低下すれば、き裂進展速度は遅くなると共に、限界応力は高くなる。したがって、773 K で 120 s 時効したものよりも 960 s 時効したものの方が吸着水分の電気化学的分解速度が低下して

Fig.14 Effect of isothermal aging on time for crack to propagate by 1.5 mm for No.13 steel aged at 723 and 773 K.

Fig.15 Results of delayed failure tested in air and in 3.5%NaCl solution for No.13 steel aged at 773 K.

いるものと推定される。3.5%NaCl 水溶液中では鋼中に吸収される水素量が増大するので、限界応力には差が認められなくなったものと思われる。

添野らは Ti を含むマルエージング鋼において時効の初期には粒界に無析出帯(Precipitate-Free Zone)が形成されることを示唆している⁽¹⁴⁾。また、著者は前報において、Ti を含む 18%Ni マルエージング鋼は低温時効を施しておくれ破壊感受性を高めると、ナイトルエッチで組織を観察した場合に粒界が鮮明になり、おくれ破壊と粒界の顕出され易さとの間には密接な関係があることを報告した⁽¹⁰⁾。本研究においても結果は省略するが、時効と共に粒界は次第に腐食されやすくなり、おくれ破壊き裂進展速度が最大になる時効を施したときに最も鮮明にエッチされる。さらに時効が進んでき裂進展速度が遅くなると、粒界は不鮮明なエッチング組織になっていくことが判明した。しかも、Ti, Co が多く、おくれ破壊が顕著に起る材料ほど粒界は鮮明にエッチされる。これらのことから、時効初期には電気化学的腐食電位が粒界と大幅に異なる析出相の形成によって、き裂表面に吸着した水分の分解反応が促進されるが、やがて粒界ないしは粒内に他の析出相が形成されるに及んで腐食電位は小さくなり、それに伴って吸着水分の分解反応速度も遅くなり、おくれ破壊時間が長くなっていくものと推定される。

Fig.9 に示したように、おくれ破壊に及ぼす成分の影響から、時効の初期には少なくとも Ti が関与した析出相が生成し、これが粒界との間に大きな電位差を生ずるためにき裂進展速度が増大するものと考えられる。Co も Ti と同様におくれ破壊き裂進展速度を増大させる効果を有しているが、おそらく、Ti の初期時効を促進する効果を Co が有しているためであろう。一方、Mo はおくれ破壊き裂進展速度にはほとんど影響しない。

18%Ni マルエージング鋼において、Mo は最も重要な硬化元素の一つであって、特に低温時効においては大きな役割を果たしていることがこれまでの多くの研究によって明確にされている⁽¹¹⁾⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。それにもかかわらず Mo がおくれ破壊き裂進展速度に寄与していないということは、マルエージング鋼の大気中でのおくれ破壊挙動を従来の変形様式の違いで説明することができないことを物語っているものと思われる。

Ti は時効の初期には $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_3)$ として析出するといわれている⁽¹⁷⁾。おそらくこれが吸着水分の分解に大きく寄与しているものと思われるが、析出の形態が不明であり、

水分の分解に大きく寄与するにしても、その詳細な機構については今後の研究にまたねばならない。

IV. 総 括

18%Ni マルエージング鋼の大気中でのおくれ破壊挙動について研究した結果、次のことが判明した。

- (1) Ti, Co を多く含有する 18%Ni マルエージング鋼は比較的低温で時効すると、激しくおくれ破壊する。
- (2) 大気中で激しくおくれ破壊しても真空中ではおくれ破壊せず、き裂の発生も認められない。
- (3) 時効の初期には大気中でのおくれ破壊を促進する時効反応が起るが、やがておくれ破壊を抑制する他の時効反応が起るに及んで、おくれ破壊は時効時間と共に起りにくくなる。
- (4) 大気中でのおくれ破壊は、応力負荷のもとで表面に吸着した水分の分解反応に律速される。この分解反応は時効条件や、組成に大きく影響される。
- (5) Ti, Co はおくれ破壊き裂発生、伝播を助長するが、Mo はおくれ破壊にはほとんど影響しない。
- (6) 時効に伴う材料自体の脆化とおくれ破壊との間には直接関係がない。

文 献

- (1) G.W.Tuffnell and R.L.Cairns : Trans. ASM, **61** (1968), 798.
- (2) C.S.Carter : Met. Trans., **1** (1970), 1551.
- (3) C.S.Carter : Met. Trans., **2** (1971), 1621.
- (4) 河部義邦, 金尾正雄, 中沢興三, 宗木政一 : 鉄と鋼, **60** (1974), 269.
- (5) 河部義邦, 中沢興三, 金尾正雄, 宗木政一 : 鉄と鋼, **60** (1974), 1613.
- (6) 添野 浩, 黒田哲郎, 田口和夫 : 鉄と鋼, **64** (1978), 1056.
- (7) 添野 浩, 田口和夫, 土屋正利 : 鉄と鋼, **65** (1979), 665.
- (8) 添野 浩, 田口和夫 : 鉄と鋼, **66** (1980), 677.
- (9) 黒田哲郎, 添野 浩 : 鉄と鋼, **66** (1980), 1361.
- (10) 浅山行昭 : 日本金属学会誌, **44** (1980), 963.
- (11) 添野 浩, 黒田哲郎 : 鉄と鋼, **55** (1969), 1243.
- (12) F.A.McClintock and G.R.Irwin : ASTM STP 381, (1965), 84.
- (13) W.W.Gerberich and Y.T.Chen : Met. Trans., **6A** (1975), 271.
- (14) 添野 浩, 黒田哲郎 : 鉄と鋼, **58** (1972), 1663.
- (15) D.T.Peters and C.R.Cupp : Trans. Met. Soc. AIME, **236** (1966), 1420.
- (16) D.T.Peters : Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), 1981.
- (17) 高木節雄, 筋田康稔, 徳永洋一 : 日本金属学会誌, **45** (1981), 1101.