浸炭および浸炭窒化材のピitting疲労に関する研究

木村利光^{*1}, 田中秀明^{*2}, 中村貞行^{*1}

Study on Pitting Fatigue of Carburized and Carbonitrided JIS-SCr420 Steels

Toshimitu Kimura, Hideaki Tanaka and Sadayuki Nakamura

Synopsis

This paper attempts to clarify the mechanism of pitting fatigue, one of the contact rolling fatigue failures at tooth faces in a gear. Carburized and carbonitrided JIS-SCr420 steels with as-heat treated surface were tested by geared roller tester with a contact stress of 3.68 GPa and a slip ratio of - 40%.

At the surface of the carburized specimens, nonmartensitic areas derived from low hardenability due to internal oxidation were worn and detached with increase in the contact rolling cycles. It roughened the contact track and accelerated main crack propagation.

On the other hand, carbonitrided specimens with little nonmartensitic area on their surfaces showed higher pitting resistance than carburized ones. It was further clarified that the surface layer of carbonitrided specimen was strengthened not only by stress induced martensitic transformation but nitrides precipitation during roller contact loading.

1. 緒 言

表面硬化された歯車は，自動車や機械の動力伝達部品として広く使用されており，その破壊や損傷を防止するための研究開発が精力的に行われている．

ピittingは，すべりを伴う転がり疲れにより生じる歯面損傷の一つであり，振動，騒音，場合によっては歯の折損をも引き起こす．このために，ピitting寿命と，歯面粗さ^{1), 2)}，潤滑³⁾，表面硬化特性^{4), 5)}，合金元素⁶⁾，硬化層深さ⁷⁾などとの関係が詳細に調べられてきた．そして，十分な硬化深さを確保した上で，歯面

粗さ: μ を改善し，負荷面圧: P_{max} を下げて，歯面硬さ: HV を高めること，すなわち ($\mu \cdot P_{max}/HV$)を小さくすること⁸⁾が，ピittingの防止に有効であることがわかってきた．

ところで，近年，歯車の小型化・軽量化の動きにともない，歯面の受ける面圧が高くなり，汎用肌焼鋼製の浸炭歯車以上の耐ピitting性が求められるようになった．CrとSi含有量を高めた歯車用浸炭鋼⁹⁾や浸炭窒化処理^{10), 11)}などはこの要求を満たすものとして期待されるが，それらによる耐ピitting性の向上を，前述の ($\mu \cdot P_{max}/HV$)で予測することはできない．このため，ピitting破壊機構の理解を深めるとともに，新たな

1997年11月12日受付

^{*} 1 大同特殊鋼(株)技術開発研究所(Research and Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.)，^{*} 2 大同特殊鋼(株)星崎工場(Hoshizaki Plant, Daido Steel Co., Ltd.)

破壊防止対策の指標を得ることが急務となっている。

これまで著者らのグループでは、歯面の負荷状態やすべりを再現できるローラーピitting試験機を用いて加速試験を行い、接触面のき裂発生挙動の経時変化^{1,2)}や、ピitting破壊後の接触面の硬さや焼もどし軟化抵抗^{1,3)}とピitting寿命との関係などを明らかにした。本研究では、さらに接触面直下の組織や硬化特性の変化についても注目して、代表的な肌焼鋼：SCr420の浸炭および浸炭窒化材のピitting破壊挙動を把握することを目的とした^{1,4)}。

2．実験方法

供試材，SCr420の化学成分をTable 1に示す．153 mm

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	s-Al
SCr420	0.21	0.20	0.80	0.009	0.016	0.08	1.20	0.02	0.04

角のピレットを直径32 mmの丸棒に鍛造し、焼ならし後、接触部の直径を26 mmとしたローラーピitting試験片に加工した。浸炭材は、1203 Kで19.8 ksのガス浸炭後、1113 Kから油中に焼入れた。浸炭窒化材は、1203 Kで19.8 ksガス浸炭後に降温し、NH₃ガスを導入して1113 Kで7.2 ks保持する窒化を施してから、油中に焼入れた。いずれも433 Kで7.2 ksの焼もどしを施した。熱処理後、同装した直径25 mmの丸棒試験片の表面から0.1 mmまで切り粉を採取して、表面CおよびN濃度を分析した。

ローラーピitting試験は、ヘルツ応力3.68 GPa、すべり率 -40 %、回転数25 s⁻¹ (1500 rpm)の条件で行った。潤滑油は本田ウルトラUを用い、油温323 Kで試験を行った。試験片の表面は、浸炭または浸炭窒化处理ままの肌とした。相手材は、浸炭焼入れ焼もどし後に、表面粗さRmax を 3 μm以下に研削した、直径130 mmのSCM420製ローラーを使用した。

試験はピittingが発生するまでの寿命を調べるとともに、試験前後の接触面の表面性状を調査して比較した。さらに、繰返し数を1, 10², 3×10², 10³, 3×10³, 10⁴, 3×10⁴, 10⁵, 3×10⁵, 10⁶回とした試験片も準備した。

接触面については、粗さ、残留応力、および残留オーステナイト量を測定した。また、回転方向に平行に切り出した接触面下のき裂発生、進展の様子を、光学顕微鏡とSEMを用いて観察した。表面から50 μm以降、心部ま

での硬さ分布は、ピッカーズ硬度計（荷重：300 gf）を用いて調べた。表面から5, 10, 20, 30 μmの深さ位置では、荷重を10 gfとして、それぞれの深さで8点以上のピッカーズ硬さ試験を行った。

3．結果

3．1 ローラーピitting試験結果

浸炭および浸炭窒化处理した試験片の、試験前後の表面・硬化特性をTable 2に示す。試験前の表面から50 μ

Table 2. Change in surface properties of specimens.

	Carburized		Carburized	
	Before testing	After testing *5	Before testing	After testing *6
Surface C content(%) *1	0.87	-	0.83	-
Surface N content(%) *1	0.015	-	0.44	-
Hardness at 50 μ m depth*2	727	728	438	603
Effective case depth(mm)*3	0.89	1.03	0.91	1.13
Residual Stress(MPa)*4	299	-249	-126	-364
Retained austenite(%)	7.8	11.4	52.2	34.7
Roughness : Rmax (μ m)	4.72	2.48	6.36	0.92
Depth of contact track (μ m)	-	25	-	10.5

*1 Analyzed chip taken from surface to 0.1 mm depth

*2 Vickers Hardness : Load 300 gf

*3 Distance from the surface to a point whose hardness is 550 HV

*4 Measured in the circumferential direction

*5 Cycles to pitting : 2.5 × 10⁶

*6 Cycles to pitting : 9.8 × 10⁶

m深さにおけるピッカーズ硬さは、浸炭材よりも浸炭窒化材の方が低い。後者では表面の残留オーステナイト量が高いことによる。表面粗さは浸炭材の方がわずかに小さかった。

試験片断面のナイタール腐食後の組織をFig.1に示す。

Fig. 1. Microstructure adjacent to surface of heat treated

最表面の白層は表面保護のためのNiメッキ層である。浸炭材の表面では、旧オーステナイト粒界に沿った不完全

焼入れ組織が鋸歯状に観察される。浸炭窒化材は、この不完全焼入れ組織の生成が極めて少ない。これは、窒化中に粒界酸化相が還元されて、焼入性に寄与するSi、Mn、Crの基地濃度が高くなったことと、Nによる焼入性向上の効果¹⁵⁾による。

ローラーピットング寿命をTable 3に示す。浸炭材

Carburized	Carbonitrided
1.7×10^6	6.9×10^6
2.5×10^6	9.7×10^6
2.5×10^6	over 1.0×10^7

のピットング破壊までの平均繰返し数は 2.2×10^6 回であるのに対し、浸炭窒化材では 8.9×10^6 回と長寿命が得られた。

ところで、試験前の諸特性 (Table 2) から $\mu \cdot P_{max}/HV$ を比較して、ピットング寿命を予測してみると、表面硬さが低く、粗さもわずかに大きい浸炭窒化材が、浸炭材よりも長寿命となる理由を説明できない。また、同表に示した試験後の諸特性を単純に比較しても、浸炭窒化材は表面硬さが低いというに、摩耗量も小さく接触面の広がりによる面圧の低下などが期待できないことがわかる。したがって、試験前後で測定される、いわゆる一般的な表面・硬化特性からだけでは、表面硬化材のピットング寿命を十分に把握しきれない。

3. 2 接触面の表面性状と組織の変化

表面粗さを繰返し数で整理した結果をFig.2に示す。

Fig. 2. Change in roughness of contact track.

両材とも100回程度の繰返し数で表面粗さは小さくなるが、浸炭材は 3×10^5 回以降、粗さが増加に転じる。一方、浸炭窒化材は繰返しとともに粗さが小さくなっている。

そこで、粗さの変化をもたらす表面から20 μm 域の組織を、SEMを用いて詳細に観察した (Fig.3)。浸炭材の試験前の最表層には不完全焼入れ組織であるパーライト組織が、それより深部ではマルテンサイト組織と残留オーステナイト組織の混合組織以降、完全焼入れ組織と称する¹⁶⁾が認められる。不完全焼入れ組織を心部方向に進展するピットングき裂は、 10^4 回で最表層の基地の塑性流動によって屈曲させられる。 10^5 回の繰返しでは塑性流動部が摩耗するとともに、大きなき裂から分岐した微小き裂が、不完全焼入れ組織内を進展し始める。 10^6 回ではそれらが連結して、不完全焼入れ組織が摩耗や脱落した窪みが形成されている。また、ピットングき裂はマルテンサイト組織内にまで達し、その先端が開口している。これに対して、浸炭窒化材では、浸炭材に見られるような不完全焼入れ組織や、旧オーステナイト粒界に沿ったき裂の開口は認められない。

表面粗さ計を使用して、接触面の深さを測定した結果をFig.4に示す。ここでは、回転方向に対して垂直に探触子を走査させて、接触部の両側に形成された盛り上がり部の頂点と、接触面との高さの差を摩耗量とみなした。浸炭窒化材ではピットング破壊まで徐々に摩耗量が増加していく。しかし、浸炭材は 10^6 回を越えると急激に摩耗が進行している。これは、浸炭材の不完全焼入れ組織が 3×10^5 回以降、摩耗したり脱落し、 10^6 回で凸状に残った完全焼入れ組織が削り取られたことによる。

以上の観察結果から、浸炭材では、不完全焼入れ組織の摩耗や脱落による表面粗さの増加が、ピットングき裂の発生挙動に大きな影響を及ぼすことが判明した。また、浸炭窒化材では、繰返し数とともに面粗さが小さくなり、試験終了まで安定した油膜厚さを保持し得ることが示唆された。

3. 3 ピットング試験片接触面の硬化特性の変化

表層から5～30 μm の深さ域の硬さ試験結果をFig.5に示す。図中の各点は、所定の深さでピッカース硬さ試験を8回ずつ行った時の平均硬さである。組織が不均質で硬さがばらつく部位では測定数を追加した。

浸炭材は、不完全焼入れ組織が残る試験初期において、表面から10 μm までの硬さがそれより深部の硬さに比べて低い。しかし、同組織が摩耗して、完全焼入れ組織が表面に現出する 10^6 回以降になると、表面近傍の硬さは深部硬さとほぼ等しくなる。なお、 10^4 回で5 μm 深さ位置での硬さが上昇するのは、不完全焼入れ組織の一部が、

塑性流動により700 HVを超える硬さにまで加工硬化していたことに対応する。

浸炭窒化材表面の5～30 μm域は、繰返し数とともに徐々に硬化していく。硬化量は表面に近づくほど大きく、10⁶回で5 μm深さでは760 HVに、10 μm深さでは700 HVに達し、試験前よりも200 HV程度硬化している。しかし、

Fig. 5. Change in hardness distribution with number of

ピitting破壊を生じた9.8×10⁶回になると、これらの部位は650 HV程度にまで軟化していることがわかった。

接触面の残留オーステナイト量の変化をFig.6に示す。浸炭材では、繰返し数とともにわずかに高くなっている。

これは、不完全焼入れ組織が摩耗し、残留オーステナイト組織を含む完全焼入れ組織が露出するためである。浸炭窒化材では、試験前の52%から試験後の35%へと減少している。

Fig.7に接触面の残留応力の変化を示す。10⁴回で浸炭

Fig. 7. Change in residual stress at contact track.

材の表面が塑性流動した時の応力を除いて、試験中、試験後の両材の残留応力に顕著な差は見られない。

極表面の硬さを調べた結果、表面から5 μ mの深さにおいては、浸炭窒化材は繰返し数とともに硬化して、浸炭材よりも高硬度であることが明らかになった。浸炭窒化材のこの自己強化¹⁶⁾は、ピitting破壊を遅延する一因と思われる。

4. 考察

4.1 浸炭材のピittingき裂発生挙動

浸炭材についてき裂の発生・伝播挙動をまとめると、Fig.8のようになる。まず、試験の初期に不完全焼入れ組織内で旧オーステナイト粒界に沿ってき裂が進展する。その後、表面の不完全焼入れ組織の最表層は、塑性流動を伴いながら摩耗し、脱落していく。この際、表面の粗さが著しく増加するとともに、き裂が開口する。それ以降、表面の摩耗が進行しても開口したき裂は残存し、これが心部方向に進展し続けるか、接触面に平行に進展し、周囲のき裂と連結してピitting破壊に至る。本実験で、不完全焼入れ組織の脱落が、粗さ増加の一因になることが示された。

従来から、歯車の歯面や軸受の接触面の粗さの増加は、接触面での油膜切れ²⁾やき裂への局部的な応力集中¹⁷⁾を引き起こし、表面破壊を助長することが知られている。本実験でも、このような理由でピittingき裂の伝播が加速されたものと考えられる。

それでは、不完全焼入れ組織を除けば、ピitting特性は向上するのであろうか。蟹澤らは、ガス浸炭後、粒界酸化相を電解研磨で除去した試験片と、浸炭処理ままの肌とした試験片を用いて、面圧：2.65-3.8 GPa、すべり率：-40%のローラーピitting試験を行っている¹⁸⁾。そして、電解研磨材のピitting強度が著しく向上することを確認している。

一方、山田らは、粒界酸化相が生成されない真空浸炭材と、ガス浸炭材とを使用し、面圧：1.86-2.25 GPa、すべり率：-13%で試験を行った¹⁹⁾。その結果、両材の表面はく離寿命に差はないが、ガス浸炭試験片の接触面の摩耗量は真空浸炭材よりも大きく、接触面に基地の脱落痕があることを報告している。これらのことから、不完全焼入れ組織の摩耗や脱落に起因する粗さ増加の影響は試験の過酷さによって変化し、負荷やすべりが大きい条件下で、ピitting特性の劣化をもたらすものと推察される。

4.2 浸炭窒化材の自己強化機構

3.3項で示したように、浸炭窒化の接触面直下では、試験中にいったん硬化した後、軟化することがわかった。従来から、多量の残留オーステナイト組織を有する浸炭窒化材の接触面が、この組織の加工誘起変態により硬化

Fig. 8. Schematic figure of pitting behavior in carburized specimens.

することが知られている⁵⁾。まず、この機構によって現象を説明できるか検討した。

ここで、硬さに各組織の硬さの混合則が成り立つと仮定する。433 K で焼もどされたマルテンサイト組織の硬さ: $HV(Ms)$ を 800 HV²⁰⁾、残留オーステナイト組織の硬さ: $HV(R)$ を 200 HV²¹⁾ とすると、残留オーステナイト量: $V(R)$ から、全体の硬さ: $HV(Mix)$ は、

$$HV(Mix) = HV(Ms) \times (1 - V(R)) + HV(R) \times V(R) \\ = 800 \times (1 - V(R)) + 200 \times V(R)$$

で表せる。試験前の接触面直下の硬さは $V(R) = 52.2\%$ であるから $HV(Mix) = 490$ HV に、 10^6 回繰返し後の硬さは $V(R) = 42.2\%$ であるから $HV(Mix) = 550$ HV となり、その差の 60 HV が硬化量と見積もられる。ここで、残留オーステナイト組織が N で固溶強化されることを考慮しても硬化量は変わらない。また、加工誘起マルテンサイト組織が焼もどされていないことから、その硬さを 900 HV²²⁾ としても、予測硬化量は 70 HV 程度である。ところが、表面から 5 μm における実測硬さは、前述したように試験中に 200 HV ほど硬化している。さらに、 10^6

回から試験終了までに、残留オーステナイト量が 34.7 % にまで減少しているにもかかわらず、硬さが 100 HV も軟化している。すなわち、加工誘起変態による硬化だけで、浸炭窒化材の硬さの変化を説明することはできない。

今井らは、Fe-N 合金の焼もどし硬さを調べ、523 K から高温側で基地硬さが 850 HV を超え、これが Fe_4N による析出硬化によることを見出している²³⁾。そこで、本実験の硬さの変化が窒化物の析出と関係しているか考察を加えた。

木南と著者の中村は、本実験と同形状の試験片を面圧: 3.68 GPa、すべり率: -40 % の条件で試験したときの、接触面温度の上昇を解析している²⁴⁾。そして、相手ローラーと接した瞬間から 0.002 s 間は、表面が 520 K 以上にあることを明らかにしている。このことは、たとえば 10^6 回の繰返しでは、累積 2 ks 間は 520 K 以上に接触面が曝されることを意味する。

本実験で用いた浸炭窒化材の焼もどし硬さを Fig.9 に示す。各焼もどし温度で 3.6 ks 保持後に空冷し、熱処理中の脱炭の影響を避けるために表面から 50 μm の深さで

Fig. 9. Hardness at 0.05 mm depth from the surface of

硬さ試験した。浸炭窒化材は523～573 Kの焼もどしで433 Kの焼もどし材よりも130～180 HV硬化しているが、比較の浸炭材では焼もどし温度の上昇とともに軟化している。このことは、焼もどされたマルテンサイト組織の軟化を補って余りある硬化現象が、浸炭窒化材の内部で生じていることを示している。ここでは電顕観察などで析出物を確認していないが、硬化がNの存在に起因することから、窒化物の析出が硬化の主要な原因と考えた。

この析出硬化量は、加工誘起変態の硬化量よりも数倍大きく、試験開始から 10^6 回までの硬化を十分説明できる。また、ピitting破壊した繰返し数(9.7×10^6)では、高温に曝される時間が 10^6 回の約10倍と長くなるので、窒化物が徐々に粗大化して析出硬化量が小さくなると想定すれば、実測された硬さの低下とも矛盾しない。以上のことから、浸炭窒化材の接触面直下の自己強化は、残留オーステナイト組織の加工誘起変態と、主として窒化物の析出硬化によると考えられる。

4. 3 浸炭窒化材の寿命因と残留オーステナイト組織の役割

浸炭窒化材は、試験中に自己強化し、その表面粗さが小さくなるにもかかわらず、最終的にはピitting破壊してしまう。本節では破壊の原因について検討した。

Fig.10に 10^6 回で観察されたピittingき裂の伝播状況を示す。旧オーステナイト粒界が開口してき裂となり、その先端が深部に進展しはじめている。ただし、Fig.11に示すように、浸炭材のき裂進展頻度に比べて、浸炭窒化材の進展頻度は小さい。

4. 2. 項で接触面が520 Kよりも高温になることを示し

Fig. 10. Example of crack propagation in carbonitrided specimen contact rolled by 10^6 cycles.

Fig. 11. Comparison of crack propagation in carburized

たが、同温度域は、低合金鋼や工具鋼が焼もどしぜい化する温度域として知られている^{2,5)}。破壊は主として旧オーステナイト粒界に沿った粒界破壊であり、粒界でのセメンタイトの析出やP, Sb, Sn, As, Nなどの偏析などが原因と考えられている。今回の試験でも、接触面温度の上昇でぜい化した粒界が、優先的なき裂発生場所になったものと思われる。

一部のき裂はFig.10に示すように伝播を続けている。そこで、写真内のピッカーズ痕で示した方法でき裂先端近傍の硬さを調べた。き裂先端領域の平均硬さ($n=10$)は667 HV(± 25)であり、周囲の基地の平均硬さ($n=11$)である702 HV(± 24)よりも低いことがわかった。き裂は硬さの低い領域を優先的に伝播しているように見受けら

れる。

このことは、浸炭窒化材の自己強化の度合いが場所により異なることを示唆している。その原因は明らかではないが、残留オーステナイト組織の分布や安定性、析出硬化量に寄与するN分布、さらに加工誘起変態量などの、場所によるばらつきが要因として挙げられる。そして、き裂の先端に強化された領域がある場合、そのき裂は伝播していかないとすると、浸炭窒化材のき裂伝播頻度が浸炭材よりも小さいことを理解できる。

これらを総括して、浸炭窒化材のピittingき裂の発生・伝播挙動をまとめるとFig.12のようになる。これによれば、自己強化する前の軟質の残留オーステナイト組織内を、ピittingき裂が伝播するようだと寿命は短くなるであろう。しかし、自己強化を補完する強化、たとえば、熱処理後のショットピーニング処理による加工硬化を予め施しておけば、ピittingき裂の伝播を遅滞させられることが期待できる。

5. 結言

ローラーピitting試験機を用いて、浸炭および浸炭窒化ままの肌を有する試験片のピitting発生挙動と表面性状の変化を詳細に調べた結果、以下のことが明らかになった。

- (1) 浸炭材の表面では、旧オーステナイト上に沿って粒界酸化相を起因とした不完全焼入れ組織が現出する。試験とともに表層は摩耗し、表面粗さは小さくなるが、不完全焼入れ組織が摩耗、脱落するようになると同部位が窪みとなり、表面粗さが増加に転じる。
- (2) 浸炭材の表面粗さの劣化は、粒界に沿って進展するき裂を開口し、その進展を助長する。その理由は粗さの劣化が接触面での油膜切れやき裂先端に応力集中をもたらすためと推察される。
- (3) 浸炭窒化材は、不完全焼入れ組織がほとんど認められず、わずかに摩耗を伴いながら表面粗さが小さくなっていく。極表層は繰返し数とともに硬化していくが、旧

Fig. 12. Schematic figure of pitting behavior in carbonitrided specimens.

オーステナイト粒界に沿ったき裂の一部は，硬化量の小さい領域を進展していく．

(4) 浸炭窒化材の極表面近傍の硬さは，繰返し数が増えるとともに高くなり，極大を示した後で低下する．これは接触表面の温度上昇により，硬化に寄与する窒化物が析出し，その後，粗大化していくためと考えられる．

(文 献)

- 1) J. P. Sheehan and M. A. H. Howes: SAE Technical Report, (1972), No. 720268
- 2) J. P. Sheehan and M. A. H. Howes: SAE Technical Report, (1973), No. 730580
- 3) 植田文雄, 大坪勝治: トヨタ技報, **27**(1978), 588
- 4) L. Kiessling: Heat Treatment of Metals, **4**(1980), 97
- 5) K. Nakamura, K. Mihara, Y. Kibayashi and T. Naito: SAE Technical Report, (1982), No. 821102
- 6) M. A. H. Howes and J. P. Sheehan: SAE Technical Report, (1974), No. 740222
- 7) S. L. Rice: SAE Technical Report, (1978), No. 780773
- 8) 松本 将: 三菱重工技報, **11**(1974), 644
- 9) T. Kimura, A. Hatano, N. Uchiyama, M. Yoshida, and S. Asano: SAE Technical Report, (1994), No. 940727
- 10) 松島義武, 幸岡 強, 中村守文: CAMP-ISIJ, **5**(1992), 1965
- 11) 渡辺陽一, 成田直樹, 梅垣俊造, 三島良直: CAMP-ISIJ, **10**(1997), 473
- 12) 秦野敦臣, 並木邦生: CAMP-ISIJ, **5**(1992), 843
- 13) 秦野敦臣, 中村貞行: CAMP-ISIJ, **6**(1993), 796
- 14) 田中秀明, 木村利光, 中村貞行: CAMP-ISIJ, **9**(1996), 1413
- 15) The Hardenability of steels: edited by C. A. Siebert, D. V. Doane and D. H. Breen, (1977), [American society for metals], 174
- 16) 藤田公明, 吉田 彰, 長尾幸雄: 日本機械学会論文集, **43**(1977), 303
- 17) 村上保夫, 松本洋一, 古村恭三郎: NSK Technical Journal, **65**(1989), 1
- 18) 蟹澤秀雄, 子安善郎: CAMP-ISIJ, **6**(1993), 1767
- 19) 山田俊宏, 波多野和好: 熱処理, **22**(1982), 141
- 20) Aerospace Structural Metals Handbook: published by CINDAS/USAF CRDA Handbook operations and Purdue University, (1996), Code No. 1207, 3
- 21) L. Cheng, A. Bottger and E. J. Mittemeijer: Metal. Trans. A, **23A**(1992), 1129
- 22) Hardenability Concepts with Applications to Steel: edited by G. Krauss, [AIME], (1978), 235
- 23) 今井勇之進, 泉山昌夫, 土屋正行: 日本金属学会誌, **29**(1965), 1047
- 24) 木南俊哉, 中村貞行: 電気製鋼, **69**(1998), 41
- 25) たとえば 鉄鋼材料学: 荒木透編, [丸善], (1970), 249