アルミニウム-珪素系鋳物合金の切削における 工具付着物に関する検討

財 満 鎮 雄* 高 辻 雄 三**
能登谷 久 公** 伊 藤 年 秀***

Shigeo Zaima, Yuzo Takatsuji, Hisakimi Notoya and Toshihide Ito : Considerations on the Tool-Deposits in Cutting Aluminium-Silicon Cast Alloys. During the cutting operation, the authors observed the deposits of the tool face and flank by an X-ray microanalyzer and the like on the aluminium-silicon casting alloys which showed comparatively severe tool wear, generated much tool deposit and were difficult to obtain good finished surfaces among aluminium alloys, and then searched for the relationship of tool wear to deposit formation. Cutting specimens are F-material which are cast metallic mold and T6 treatment material after casting of AC4B (Copper silumin) and AC8A (Lo-ex), and the tests consist of dry cutting with the sintered carbide (P20) and high speed steel (SKH4) tools. The results obtained are as follows.

Flank deposits are divided into the stratum type and the ribbon type which is followed by rapid growth. The stratum type deposit is formed with flank wear as its basis and adhere rigidly to the tool flank 2 to 4 times greater than the flank wear width. The ribbon type deposit grows rapidly as the cutting time elapses at a speed faster than the cutting speed at which the built-up edge disappears, and the faster the cutting speed the more remarkable the growth of the ribbon type deposit. In this deposit T6-material generates earlier than F-material, but it is easier to generate F-material in terms of flank wear width. The flank deposits are divided into the stratum type part containing a large amount of Al, the part with piled-up Si, Mg, Ni, etc. and the part to which Al seems to have readhered. On the other hand, the tool face deposit protects rake face as a comparatively thick stratum for a low cutting speed, but for a high cutting speed, adhesion wear advances and at that time Si particles may play an important role in the advance of wear.

(Received July 18, 1975)

I. 緒 言

一般に、アルミニウム合金は鉄鋼などに比べて切削抵抗が小さく、工具摩耗も少ないため、切削加工上あまり問題点はないとされていたが、近年、アルミニウムの需要拡大に伴い被削性について検討された結果、アルミニウム合金の中でもアルミニウム-珪素系は工具摩耗が無視できない材料であることが明らかになった。また、アルミニウム-珪素系合金の中には工具面に著しい付着物が認められる材料があり、このような刃先付着物は被削材の材質、工具材質のちがい、切削条件の変化などによって種々な様相を呈するとともに、切削現象にいろいろな影響を与えるものようである。例えば、奥島らはカルシウム-珪素脱酸鋼、鉄-珪素脱酸鋼などについて工具摩耗試験を行ない、工具面付着物の発生によって工具寿命がのびることを報告しており⁽¹⁾、また、著者らはアルミニウム-珪素系合金の中、ローエックスの高速切削において、発生する工具逃げ面付

着物によって切削抵抗とくに送り分力の増加が著しいこと⁽²⁾、ハイパーシルミン切削では、工具逃げ面付着物は構成刃先が消滅し、工具摩耗が顕著に進行しはじめる削り速度付近で発生し、場合によっては逃げ面付着物が発生すれば切削抵抗が増大し、切削仕上面は劣化するようになること⁽³⁾を示した。

本報では、比較的工具摩耗が著しく、工具面付着物も多いアルミニウム-珪素系合金について、切削条件や工具材質を変えて切削した場合の工具すくい面および逃げ面における付着物の発生状態をX線マイクロアナライザなどによって観察し、工具付着物が工具摩耗との関連性、被削性に及ぼす影響などについて検討を行なった。

II. 供試試料ならびに実験要項

切削実験に供した試料は外径約 120 mm、長さ約 200 mm の円筒状金型に鋳造した Table 1 に示す化学成分の

* 静岡大学工学部機械工学科 (Department of Mechanical Science, Faculty of Engineering, Shizuoka University, Hamamatsu)

** 富山大学工学部生産機械工学科 (Department of Production Engineering, Faculty of Engineering, Toyama University, Takaoka)

*** 株式会社山崎鉄工所 (Yamazaki Machine Tool Co. Ltd., Oguchi)

Table 1 Chemical compositions of specimens used.

Element Material	Si (%)	Cu (%)	Fe (%)	Zn (%)	Mg (%)	Mn (%)	Ni (%)	Al (%)
AC 4 B	8.1	2.2	0.65	0.84	0.40	0.20	0.10	bal
AC 8 A	11.7	1.3	0.62	0.10	1.20	—	0.92	bal

鋳造用アルミニウム-珪素系合金 AC 4 B(いわゆる含銅シリミン)および AC 8 A(いわゆるローエックス)で、それぞれ鋳造のままの F 材 (AC 4 BF, AC 8 AF) と T 6 処理 (510 °C 溶体化処理後空冷, 200 °C 焼もどし) した熱処理材 (AC 4 BT 6, AC 8 AT 6) である。AC 4 B は比較的銅を多く含んでおり、比較的強度もあり鋳造性も良いとしてエンジン部品その他に多く使用され、AC 8 A は珪素量が多く、また、ニッケル、マグネシウムなども多く含み、耐熱性良好で高温強度があり、かつ熱膨張係数が小さいのでピストン材などに多く使用されている材料である。供試試料の 2~3 の機械的性質は Table 2 のようになり、引張強さ、硬さ、剪

Table 2 Mechanical properties of specimens used.

Material	Prop.	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Shearing strength (kg/mm ²)	Vickers hardness (5 kg)
AC 4 B	F	19.6	1.6	11.0	86.8
	T 6	26.4	1.3	15.6	146.8
AC 8 A	F	22.8	1.0	10.5	81.3
	T 6	34.5	0.5	17.6	155.6

ている。これら顕微鏡組織のうち AC 8 AT 6 材を例にとつて X 線マイクロアナライザで元素分布を調べてみれば、Photo. 2 にみるように Si は初晶として板状に晶出しているほか、一部は Mg との共存を示しており、Ni は Fe と親和力が強いので Fe との共存が明白に認められ、また、Cu は Mg, Fe との共存が認められている。

切削試験に用いた旋盤は OKK-RAMO 高速旋盤 (主軸回転数 55~2500 rpm, 5.5 kW) で、使用工具は刃先形状 (

Photo.1 Microscopic structures of specimens used.

(a) AC 4 B-F, (b) AC 4 B-T 6, (c) AC 8 A-F, (d) AC 8 A-T 6

断強さ[†]など F 材に比べ T 6 材で高い値を示し、F 材では AC 4 B と AC 8 A に強度の点で比較差は少ないようであるが、T 6 材では AC 8 A がかなり高い値を示すことがわかる。また、これらの試料の顕微鏡組織は Photo. 1 のようになり、やわらかい基底に微細な珪素結晶が分散しており、この微細結晶は AC 4 B より AC 8 A に多く認められ

5-5-5-5-0-0) および (0-6-11-6-30-0-0) をもつ超硬合金 (P 20) 製バイトと、刃先形状 (0-5-5-5-5-0-0) の高速度鋼 (SKH 4) 製バイトである。

切削条件としては、削り速度を $V=200\sim800$ m/min, 送りを $f=0.075\sim0.125$ mm/rev の範囲で適宜変化させ、切込み $t=1.0$ mm 一定とした乾式切削である。

切削終了後、それぞれ工具すくい面、逃げ面について付着物を X 線マイクロアナライザで検出する場合、加速電圧

[†] 剪断強さの測定は次の要領による。北御門良夫：材料試験, 9(1960), 619.

Photo.2 Secondary electron and characteristic X-ray micrograph of specimen AC8AT6.

を 20 kV, 試料電流 0.02~0.09 μ A とし, ブラウン管上倍率 500 倍で観察した。はじめ試料の 2 次電子像を写真にとり, ついで同一視野の元素分析を行なった。

III. 工具付着物について

アルミニウム-珪素系鋳物合金を切削した本実験で観察される工具付着物はほぼ Fig.1 のように分類できた。すなわち, 比較的低速切削域で工具すくい面に生成付着する (1) 構成刃先, 工具逃げ面摩耗部分全体をほぼ覆っている, (2) 層状付着物, および工具逃げ面と被削材との間にリボン状に流出する, (3) リボン状付着物である。このリボン状付着物はノジュラー鋳鉄の切削中にも認められ⁽⁴⁾⁽⁵⁾, またアルミニウム合金の切削においてもその発生が認められている⁽⁶⁾⁽⁷⁾。

削り速度 $V=300$ m/min 以上では構成刃先はほとんど消滅しており, Fig.1(2) の層状付着物がある切削時間まで認められる。この付着物の幅を d とし, 切削時間 T との関係を超硬 (P20) バイトについて示せば Fig.2 のようになる。各試料について, 切削時間 T の増加に伴い付着物幅 d

Fig.1 Various aspects of tool deposit after continuous cutting.

Fig.2 Relation between cutting time and width of flank deposit under various cutting speed.

は両対数グラフ上ではほぼ直線状に増加することがわかり, 試料別では AC8AT6 で幅 d は最も大きく, AC8AF, AC4BF の順となる。また, 削り速度が大きいほど幅 d も大きい。このような層状付着物は工具の逃げ面摩耗と大きく関係していると考えられるので, AC8AT6 材を例にとって逃げ面摩耗幅 b および付着物幅 d と切削時間 T との関係を求めれば Fig.3 となる。すなわち, 削り速度 $V=$

Fig.3 Relation between cutting time, width of flank deposit and width of flank wear under various cutting speed in the case of cutting AC8AT6.

730, 560 および 330 m/min に対してそれぞれ次のようになる。

$$\left. \begin{aligned} (1) & d=2.40 T^{0.61}; b=0.58 T^{0.56} \\ (2) & d=0.69 T^{0.47}; b=0.34 T^{0.53} \\ (3) & d=0.38 T^{0.42}; b=0.18 T^{0.51} \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

これから、削り速度の上昇に伴い勾配はいくぶん大きくなるものの、摩耗幅 b と付着物幅 d の勾配には大差なく、両者に相関があることが予想される。すなわち、逃げ面の層状付着物は逃げ面摩耗が土台となって生成し、摩耗幅の 2~4 倍の幅で全体を一面に覆うようになる。また、この付着物は切削開始と同時に、すなわち工具摩耗発生と同時に付着し、摩耗の進行に伴って付着物幅も増大するものと考えられる。削り速度 $V=730$ m/min の場合、切削時間 0.05 min で層状付着物、0.1~0.2 min 切削すればリボン状付着物の前身であると考えられる薄膜状(厚さ約 50 μ)の付着物が生成しはじめ、0.3 min で完全なリボン状付着物(厚さ 100~150 μ)に発達している。この付着物は逃げ面に付着したまま成長を続け、数 cm に達することもある。削り速度を変化してみれば、リボン状付着物は $V=560$ m/min では切削時間 0.8 min, $V=330$ m/min では 5.4 min 切削後発生する。このリボン状付着物が発生しはじめる切削時間を各削り速度について求めてみれば、各試料について Fig. 4 のようになる。図には工具の逃げ面摩耗幅 b も付記した。図より明らかなように AC 8 AT 6 材のリボン状付着物の発生する切削時間は短く、AC 8 AF および AC 4 BF ではほとんど変らない。そして、削り速度が大きいほど発生しやすく、削り速度 $V=200$ m/min 以下ではリボン状付着物はほとんど観察されなかった。また、リボン状付着物が発生するときの逃げ面摩耗幅は T 6 材では $b \approx 0.3$ mm, F 材では $b \approx 0.1$ mm となり、摩耗幅からみれば T 6 材よりも F 材の方がリボン状付着物が生成しやすいことになる。

前述のように、層状付着物は工具逃げ面摩耗が発生しは

Experimental formula :

$$AC\ 8\ AT\ 6 : VT_c^{-0.27} = 520$$

$$AC\ 8\ AF : VT_c^{-0.28} = 740$$

$$AC\ 4\ BF : VT_c^{-0.30} = 780$$

Fig. 4 Cutting time till ribbon type deposit growth after continuous cutting.

じめると同時に生成し、この層状付着物からリボン状付着物に発達するものと考えられるが、リボン状付着物は構成刃先のように生成、成長、脱落を繰返したりせずに続けて成長し、数 cm に達するもので、あまり長くなりすぎたり、衝撃などを受ければ凝着部から分離脱落することもある。また、逃げ面接触部では付着物が飽和状態になると Photo. 3 のようにすくい面側に盛上ったり、前逃げ面側にまわり込んだり、時には外側に押出されて扇形状に脱落する。ノジュラー鋳鉄の逃げ面付着物の形成については、切削温度が十分高い場合に被削材あるいは切屑部分中、軟質組織の一部が逃げ面と被削材のすきまに押出され、これが凝着してリボン状に流出すると説明されている⁽⁵⁾が、アルミニウム合金の場合にも切削熱の効果が大きく影響するものと思われる。

Photo. 3 Views of flank deposit in the case of cutting AC 8 AT 6.

IV. 工具逃げ面付着物の X 線マイクロアナライザによる観察について

AC 4 BF について刃先形状(0-6-11-6-30-0-0)の超硬合金(P 20)バイトを用い、削り速度 V を変化させて切削距離 $L=180$ m 一定として切削し、工具逃げ面における付着物を X 線マイクロアナライザで観察した。Photo. 4 は逃げ面における付着元素分布を示すが、写真中 2 次電子像は試料表面状態で、同一視野の元素分布を Cu, Si, Mg および Al について求めたものである。また、Fig. 5 は削り速度 $V=560$ m/min で切削した場合の逃げ面付着物の濃度分布を示したものである。

削り速度 $V=290$ m/min の比較的低速域では付着物は厚い層としてほぼ一様に分布して摩耗面全体を覆っているが、この削り速度と切削距離(時間にして 0.6 min)では前述の層状付着物が生成しているものとみられる。元素分布は Al が非常に多く、母材とあまり変らない状態で付着し、Cu は合金中で $CuAl_2$ を形成し、付着物中でも Al と挙動を共にしているとみられる。Si は粒子状にみられ、合金成分中の Si 微細結晶が付着物上に擦過していき、残留するものようである。この層状付着物は比較的厚く、Si の硬い粒子から工具を保護すると思われる。同様なことが削り速度 $V=440$ m/min についても観察される。削り速度

Photo. 4 Secondary electron and characteristic X-ray micrograph of tool flank deposit under various cutting speed in the case of cutting AC4BF. (Cutting condition and scanning direction are the same as in Fig. 5)

Work AC 4BF
Tool P 20
Cutting speed $V=560$ m/min
Cutting length $L=180$ m
Feed $f=0.125$ mm/rev
Depth of cut $t=1.0$ mm

Fig. 5 Characteristic X-ray intensity on tool flank deposit after continuous cutting in the case of cutting AC4BF.

が $V=560$ m/min に上昇すれば付着物層が薄くなり、各元素分布に差が認められるようになる。Fig. 5 の付着元素の濃度分布をみれば、逃げ面上切刃から 0.2 mm までは Al 元素を多く含む付着物層が存在し、それよりさき、切

刃から 0.3 mm までは Si, Mg 元素が多量に付着しているのが観察される。切削距離 $L=180$ m は切削時間にして約 0.3 min であり、Fig. 4 から完全なリボン状付着物の成長はまだ起らないが、層状付着物からある程度リボン状付着物の生成がはじまっているとみられる。すなわち、高速切削では Al 元素を多く含む層状付着物が引伸ばされ、その上を Si などの硬い粒子が擦過していった、工具逃げ面摩耗を進行させ、摩耗部分後方に堆積したと思われる。なお、Mg と Si 両元素がほぼ同じ場所で認められるのは、合金成分中 Mg は Mg_2Si を形成して、Si と同一直行動をしているからであろう。また、2 次電子像で逃げ面を硬い粒子が擦過し

たような摩耗痕が明瞭に観察され、その部分に Si, Mg 両元素が多量に認められることは、逃げ面摩耗がアルミニウム合金中の硬い粒子の珪素、 Mg_2Si などによる引掻き摩耗によることを示している。

次に、AC 8 AF について削り速度 $V=560$ m/min で切削距離を $L=180, 360, 520$ m と変えて切削した場合に、同様な観察を行ない Photo. 5, Fig. 6 を求めた。Photo. 5 によれば AC 4 BF の切削と同様、元素分布に差があらわれ、Al, Cu などと Si, Mg, Ni などに分布のちがいが明瞭である。また、切削距離を増せば摩耗幅が増大し、層状付着物幅が大きくなって、遊離した Si, Mg, Ni 元素がさらに切刃から離れた場所にあらわれるようになる。Fig. 6 は切削距離 $L=180$ m に例をとって元素濃度分布を示したもので、付着物の状態は工具摩耗部分に付着している Al を多く含む層状付着物と、切刃から 0.2~0.4 mm の範囲で Si, Mg, Ni などが遊離して堆積している部分、および遊離した微粒子を核として高温高圧のため逃げ面に押出された Al が再溶着したような形で形成する付着部分と 3 部分に区分されて観察される。Fig. 4 からわかるように、リボン状付着物が急激に成長するためにはある程度の削り速度とある切削時間(工具摩耗)が必要であり、被削材 AC 8 AF、削り速度 $V=560$ m/min では 3 min である。したがって Fig. 6 からさらに切削を続ければ摩耗幅の増加をもたらす、刃先部分の温度もかなり上昇し、リボン状付着物の前

Photo.5 Secondary electron and characteristic X-ray micrograph of tool flank deposit after continuous cutting in the case of cutting AC8AF. (Cutting condition and scanning direction are the same as in Fig.6)

身と思われる状況に付着物が増えると思われる。

また、AC8AFの切削において高速度鋼(SKH4)バイトを用いれば、ほぼ超硬合金(P20)バイトによる前述の結果と同様であったが、高速度鋼バイトではNiの付着量が超硬合金バイトの場合より非常に多くなる。これはNiが工具材質中のFe、Coと親和力が強いと考えられ、被削材中の元素と工具材質との親和性が付着物の量と密接な関係がある。

いままでにリボン状逃げ面付着物について報告された材料、例えばフェライト系ノジュラー鋳鉄⁽⁸⁾、アルミニウム-珪素系合金⁽²⁾などについて、リボン状付着物生成条件として両者の共通点を考えてみるに、工具材料中のCoに強

Fig.6 Characteristic X-ray intensity on tool flank deposit after continuous cutting in the case of cutting AC8AF.

い親和力をもつSi⁽⁹⁾が両者に多く含まれていることと、組織中には比較的やわらかな基地(ノジュラー鋳鉄ではフェライト、アルミニウム-珪素系合金では α 固溶体)に微細な硬い組織(前者の場合、切削熱によって黒鉛から変化した化合炭素⁽⁸⁾)が分散していることである。このことから、リボン状付着物の生成には高い切削温度のもとでのこのような珪素成分の挙動が重要な役割を果たすものではないかと想像されるが、今後の研究課題である。

V. 工具すくい面付着物のX線マイクロアナライザによる観察について

AC4BF切削でPhoto.4に示した超硬工具のすくい面側の付着物について付着元素分布を求めればPhoto.6となる。削り速度 $V=290\text{ m/min}$ の比較的低速の場合にはAl、Siなどの合金元素はほぼ一様にすくい面上に分布しているが、高速切削域では付着物は後方に押し込まれて、工具と切屑接触部終端付近に堆積されるようである。したがって、低速切削ではすくい面付着物(凝着層)は比較的厚い層となっており、凝着層の破壊が少なく付着物は工具刃先の保護の役割を果たすが、高速切削では付着物が破壊され、いわゆる凝着摩耗を増大させるものとなる。削り速度 $V=560\text{ m/min}$ の場合についてすくい面付着元素の濃度分布を示せばFig.7のようになるが、付着物は切刃先端から0.3 mmまでの間に存在し、工具-切屑接触部終端に近い方にSi、Cu元素が分布している。

AC8AF切削でPhoto.5に示した超硬工具のすくい面側の付着元素分布はPhoto.7のようになり、Siが細かい

Photo.6 Secondary electron and characteristic X-ray micrograph of tool face deposit after continuous cutting in the case of cutting AC4BF. (Cutting condition and scanning direction are the same as in Fig.7)

Work AC 4 BF, Tool P 20
Cutting speed $V=560$ m/min
Cutting length $L=180$ m
Feed $f=0.075$ mm/rev
Depth of cut $t=1.0$ mm

Fig.7 Characteristic X-ray intensity on tool face deposit after continuous cutting in the case of cutting AC4BF.

粒状で観察され、Alはすくい面全体に付着するのではなく、刃先付近とクレータ後方に多く付着するものである。また、2次電子像をみれば、すくい面凝着層の上を切屑が擦過した痕跡が残っており、凝着摩耗が進行していると思われる。

Photo.7 Secondary electron and characteristic X-ray micrograph of tool face deposit after continuous cutting in the case of cutting AC8AF. (Cutting condition and scanning direction are the same as in Fig.6)

Photo.8はすくい面凝着層を取り除き、クレータ部分に残留した元素分布を求めたもので、光切断法によって求めたクレータの形状も付記した。後者は前切刃から0.1 mmずつ移動した場合のクレータの様相を示し、工具すくい面で先端の方がクレータが大きく、前切刃から0.7 mm付近でクレータがなくなっている。また、前切刃から0.2 mm付近のクレータ部の残留元素の濃度分布を示せば Fig.8となる。工具すくい面上の凝着物の元素分布は Photo.7のようであるが、凝着層を取り除いたクレータ部には Photo.8, Fig.8にみるように Siの残留物が非常に多く、すくい面摩耗には Siの硬い微細粒子が主体をなしていることを示している。すなわち、硬い Si粒子による引掻き摩耗と Siと工具材料中の Coとの親和性に基づく置換による摩耗⁽⁹⁾との重畳効果が考えられる。

Photo.8 Secondary electron and characteristic X-ray micrograph on crater after continuous cutting in the case of cutting AC8AF. (Cutting condition and scanning direction: Same to Fig.8)

Work AC8A
Tool P20
Cutting speed $V=560$ m/min
Cutting length $L=520$ m
Feed $f=0.1$ mm/rev
Depth of cut $t=1.0$ mm

Fig.8 Characteristic X-ray intensity on crater after continuous cutting in the case of cutting AC8AF.

以上のような工具すくい面付着物は削り速度 $V=200$ m/min 以下の低速域で生成、脱落する構成刃先とは異なり、層状に比較的薄く付着しており、カルシウム脱酸銅などの切削で形成される酸化物系付着物⁽¹⁰⁾と類似しているようである。また、これらすくい面付着物は削り速度の上昇とともに減少していくが、ある切削時間連続切削すればその量が増加することが観察される。これは逃げ面にリボン状付着物が生成される時期にほぼ相当するが、逃げ面付着物が高い摩擦圧と切削熱で逃げ面下方とすくい面上方に飽和して出てきたものと思われる。

VI. 結 言

以上、アルミニウム-珪素系鋳造合金を切削する場合に工具面に生成付着する付着物について、X線マイクロアナライザなどで観察し、工具付着物生成と工具摩耗との関連性を検討し、合金の被削性に関する資料を得た。結果を要約すれば、

(1) 工具逃げ面付着物は層状付着物とその後に急激に成長するリボン状付着物に分けられる。

(2) 層状付着物は逃げ面摩耗が土台となって形成され、逃げ面摩耗幅の2~4倍の付着幅で一面を覆い、かたく凝着し、かつ逃げ面摩耗の増大に伴って付着幅も増加する。

(3) リボン状付着物は構成刃先が消滅する削り速度以上の速度域で被削材と逃げ面の間で切削時間の経過とともに急激に生成、成長し、かつ高速になるほど著しい。また、F材に比べT6材ではリボン状付着物の発生時間は早い。逃げ面摩耗幅を基準にすればF材の方が発生しやすい。

(4) X線マイクロアナライザによって工具逃げ面付着物を分析すれば、高速切削域では工具逃げ面摩耗部分に付着しているAlを多量含む層状付着物と、Si, Mg, Niなどが堆積している部分およびAlが再溶着したような形をとる付着物部分に分けられた。

(5) リボン状付着物は層状付着物から発達し、逃げ面摩耗部分後方に堆積したSi, Mg, Niなどの粒子を核にして、切削による高温、高圧によって成長すると思われる。

(6) 工具すくい面付着物を観察した結果、低速切削域では付着物は比較的厚い層となってすくい面を保護するが、高速域では凝着摩耗が進行するようになり、この際Si粒子が摩耗に対して大きい役割を果たすと思われる。

本報の実施に当り、その費用の一部は(財)軽金属学会の研究資金により、試料調整には前田軽金属工業株式会社木村勝一、並木捷次両氏に負うところが大きかった。付記して深甚なる謝意を表する。

文 献

- (1) 奥島啓武, 星 鉄太郎, 鳴滝則彦: 精密機械, **34** (1968), 478.
- (2) S. Zaima, Y. Takatsuji: *Proc. 13th Japan Cong. Mat. Res.*, (1970), 155.
- (3) 財満鎮雄, 北村利昭: 金属学会誌, **36** (1972), 205.
- (4) 人見勝人, 咸 仁英, G.L. Thuering: 日本機械学会論文集, **27** (1961), 1909.
- (5) K.J. Trigger, L. B. Zylstra and B. T. Chao: *Trans. ASME*, **74** (1952), 1017.
- (6) 財満鎮雄, 広野雅道: 金属学会誌, **32** (1968), 714.
- (7) 財満鎮雄: 機械の研究, **20** (1968), 1212.
- (8) 人見勝人, G.L. Thuering: 日本機械学会論文集, **28** (1962), 673.
- (9) 大庫和孝, 中島耕一, 栗野泰吉: 精密機械, **41** (1975), 369.
- (10) H. Opitz: *International Research in P.E.*, I-13, (1963), 107.

高温高压水素による鉄・窒素合金の損傷

野 村 茂 雄* 長谷川 正 義*

Shigeo Nomura and Masayoshi Hasegawa: Hydrogen Damage of Iron-Nitrogen Alloy under Higher Temperature and Pressure Hydrogen. Behavior of Fe-N alloys containing 66~402 ppm of nitrogen under hydrogen (380°C, 200 atm) was studied by the tensile test, SEM-fractography and mass-spectroscopy. The results obtained were as follows:

(1) With increasing nitrogen content in Fe-N alloys, degradation of the tensile properties was observed at the earlier stage of holding time in hydrogen. This damage showed no recovery with a dehydrogen treatment in vacuum.

(2) The damage was accelerated with a precipitation of iron nitride, but not observed in the alloy in which nitrogen was stabilized by chromium.

(3) Many spherical voids like gas-bubble were observed at the grain boundary in hydrogen damaged Fe-N alloys.

(4) In hydrogen damaged alloys, a removal of nitrogen was observed remarkably and NH_3 and H_2 were detected in residual gas extracted at the intergranular brittle fracture surface. It was concluded from above results that the damage in Fe-N alloys was analogous to "hydrogen attack" in Fe-C alloys.

(Received July 22, 1975)

I. 緒 言

高温高压水素による鋼材の“水素アタック”は、周知の通り、鋼中に拡散侵入した水素と、固溶炭素あるいは炭化物との化学反応(いわゆるメタン反応)によって、脱炭と同時に結晶粒界などにクラックを生じ、強さおよび靱性を著しく低下する現象である^{(1)~(3)}。

これに対して本研究は、鉄中の炭素と同様、高温高压水素に対し熱力学的に不安定な窒素に着目し、数種の Fe-N 合金を試料として、水素処理に伴い予想される脆化挙動を、窒素の存在形態を変化させて検討し、Fe-C 合金との類似性を比較したものである。

II. 供試材および実験方法

Fe-N 合金は電解鉄を原料とし、小型高周波真空溶解炉を用い、5 条件の加圧窒素雰囲気にて溶製した。均熱、熱間鍛造、圧延にて板厚 1 mm の供試材をつくり、これより標点距離 30 mm の板状引張試験片を作製した。熱処理

はアルゴン雰囲気中で行ない、950°C, 40 min 加熱後、粒内に窒素を固溶させる水冷処理、あるいは粒界に窒化物を優先的に析出させる炉冷処理を施した。また窒素を Cr で固定した Fe-Cr-N 合金をも作製し、同様の熱処理を施した。これらの供試材の化学組成を Table 1 に示す。

Table 1 Chemical composition of specimens (wt%).

Specimen	C	Si	Mn	P	S	O	N	Cr
Fe-N	0.003	0.01	0.03	0.002	0.008	0.017	0.0402	—
							0.0380	—
							0.0083	—
							0.0066	—
Fe-N-Cr	0.003	0.03	0.02	0.003	0.009	0.015	0.0167	0.20

高温高压水素処理にはオートクレーブを用い、水素圧 200 atm, 温度 380°C の一定条件下で加熱保持時間を変化させた。なお比較のため、380°C での真空中加熱も採用した。水素の影響はオートグラフによる引張試験(15°C, ク

* 早稲田大学理工学部金属工学科 (Department of Metallurgical Engineering, School of Science and Engineering, Waseda University, Tokyo)