

技術資料

非金属介在物と鋼の機械的性質の関係*

内山 郁**・角田 方衛***

Relationship between Nonmetallic Inclusions
and Mechanical Properties of Steel

Iku UCHIYAMA and Masae SUMITA

1. 緒 言

近年、鉄鋼材料の強度と靱性に対する要求がきびしくなり、それに伴い組織の均一性が強く望まれている。組織の均一性を損なう金属学的因子として、転位、双晶、結晶粒界、二次相、介在物などがあげられるが、実際面で構造物などに割れ発生や破壊事故があつた場合、その原因が介在物に帰せられることがかなり多い。これは材料力学的にみて介在物が破壊の起点になることが容易に想像できるからである。一方、今日の製鉄・製鋼技術を考えて、非金属介在物を減らすことは可能であつても完全に除去することは不可能と言えよう。この点から、鋼中に多かれ少なかれ存在する非金属介在物（以後、介在物と記す）が鋼の機械的性質にどのような影響をもたらすのかということ是非常に重要な問題であり、これまでに多くの研究がなされてきている。そして、次第に介在物に関連した諸現象の把握およびそれに対する考え方の方向づけがなされてきているが、まだ明確な解答は得られていない。これは介在物そのものが非常に複雑であり、特定の介在物を一定量、任意の分布および存在状態で鉄鋼中に分散させることがきわめて困難であること、そして、鉄鋼材料の諸性質は介在物だけでなく前述のような金属学的な諸因子などによつて大きく左右され、それらの影響の中から介在物だけの影響をとり出すことがむずかしいことなど、その研究上に多くの問題があるためである。

本資料では、従来の多くの研究をもとにして、まず介在物と割れ発生の関係について述べ、次に機械的諸性質と介在物との関係を記し、斯界の参考に供したい。

2. 割れ発生と介在物

2.1 割れ発生機構

静的応力下での脆性破壊の転位論的考察では、破壊に

先立つて塑性変形を生ずること、すなわち転位が動くことが前提になつており、割れの発生についていくつかのモデルがある¹⁾²⁾³⁾⁴⁾。この中、介在物に関連あるモデルとしては、ZENER¹⁾のものがあげられる。すなわち Fig. 1(a) に示すように、刃状転位がすべり面の前方にある障害物（介在物）に集積すると、この転位群の端で引張り応力が発生して割れを生ずる。このモデルはその後 KOEHLER⁵⁾、MOTT⁶⁾、STROH⁷⁾ によりさらに検討されている。また、横堀は⁸⁾、障害物自体の集中応力も割れの発生に寄与すると考え、Fig. 1(b) のようなモデルを提唱した。すなわち、同図に示されるように、割れは転位の集積による集中応力 q_3 と障害物自身の集中応力 q_1 の両者によつて生ずる。

一方、介在物と基地鉄の間が剝離して両者の間に空隙が発生する場合がある。これは、変形しやすい基地鉄が変形しにくい介在物のまわりで塑性変形する際に大きな引張り応力を生ずるためである。言いかえると、介在物の所に集積した転位のまわりの力で介在物と基地鉄の間の密着性が破壊される。この密着性は界面エネルギーという言葉であらわされるが、それは介在物の種類その他によつて異なると考えられ、経験から硫化物は密着性がよいがアルミナはあまりよくないという観察もなされている⁹⁾。しかしその詳細についてはほとんど解析されていない。なお、この空隙の発生に対しては、介在物と基地鉄の間で熱膨脹係数が異なることや両者の間で圧延時の変形能が異なることなどが寄与していると言える。これについては後で再びふれることにする。また、介在物自体が弱い場合には介在物が割れて空隙を生ずる。

繰返し応力下での割れ発生機構については、転位の消滅による割れ発生¹⁰⁾、空孔による割れ発生¹¹⁾¹²⁾¹³⁾、extru-

* 昭和46年3月12日受付（依頼技術資料）

** 金属材料技術研究所 工博

*** 金属材料技術研究所

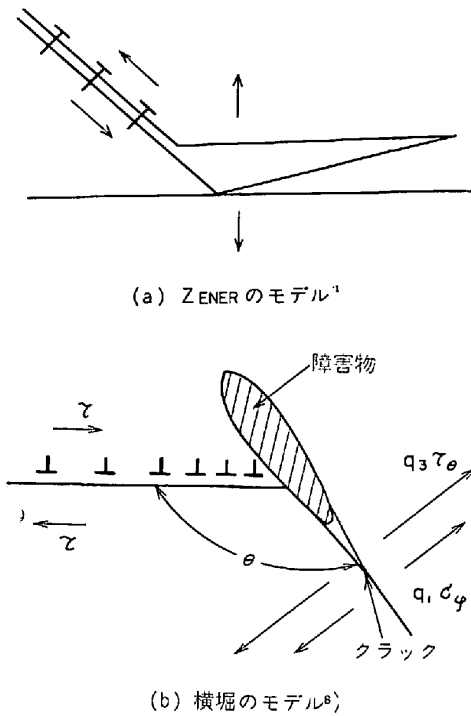


Fig. 1. 割れ発生のモデル

sion (突き出し) および intrusion (入り込み) による割れ発生¹⁴⁾¹⁵⁾などがモデル化されているが、介在物と直接結びついたモデルはないようである。しかし、材料中に介在物が存在する場合、繰返し応力下で介在物が割れの起点になっている現象がよく見られる。このように介在物の周りで割れ発生が優先的に生ずるのは、介在物による集中応力が上記のいずれかの機構による割れ発生を助けているためと考えられる。

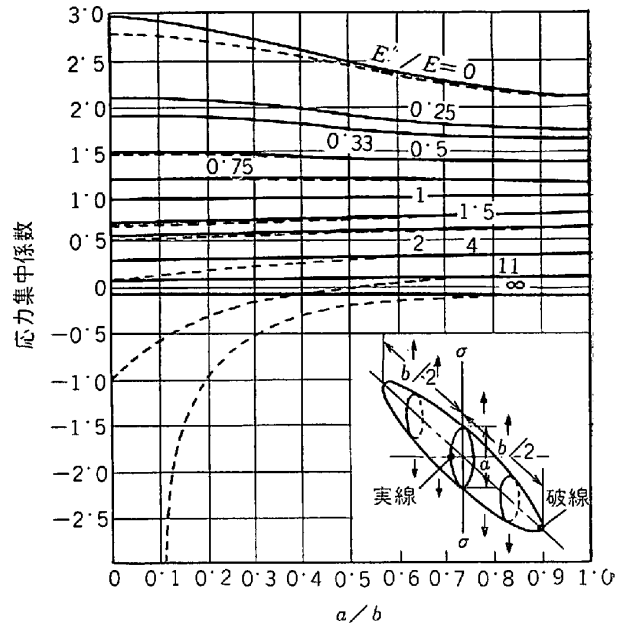
静的応力下にせよ、動的応力下にせよ、介在物が割れの起点になりやすいことは、介在物の周辺で塑性変形が局部的に発生しやすいことを意味しており、その塑性変形領域の大きさは、介在物を潜在切欠と考えれば、介在物による集中応力の大きさあるいは介在物の大きさに依存することになる¹⁶⁾。したがって、介在物の大きさ、形状、分布状態などは割れ発生に対して重要な意味を持っている。

2.2 介在物への応力集中

介在物による集中応力の大きさおよび分布は、材料力学的には次の各因子に依存すると考えられる¹⁷⁾。

- (1) 介在物と基地鉄の密着性
- (2) 介在物と基地鉄との弾性的性質 (弾性係数, ポアソン比など) の相違
- (3) 介在物の大きさ, 形状および分布状態

EDWARDS¹⁸⁾は、(イ) 介在物は基地鉄に密着している、(ロ) 両者の弾性係数は異なるが、ポアソン比は等しい、



(Edwards の計算¹⁸⁾を西岡が整理したもの²⁴⁾
 E' : 介在物の Young 係数, E : 母材の Young 係数
 a : 介在物の短軸の長さ, b : 介在物の長軸の長さ,

Fig. 2. 楕円体介在物に対する応力集中係数

と仮定し、介在物を楕円体として長軸に直角な均一分布の引張り応力が作用する場合の応力集中係数を求めた。それを Fig. 2 に示す。同図中、実線は短軸端、破線は長軸端での値である。この図から次のことがわかる。

- (a) 介在物による応力集中が問題になるのは、その弾性係数が母材のそれより小さい (図中で、 E'/E の値が 1 より小さい) 場合である。
- (b) 短軸端での応力集中の方が長軸端でのそれよりわずかに高い。
- (c) $a/b=0$ すなわち介在物の先端が鋭く細長い場合で、しかも $E'/E=0$ すなわち空隙になっている場合が応力集中係数が最大であり、その値が 3.0 である。

この EDWARDS の考えによれば、鋼より弾性係数の大きいと考えられるアルミナあるいは珪酸塩などの酸化物系介在物が存在する場合、応力集中係数は 1 以下になり、これらの介在物は破壊に影響しないことになる。しかし実際には、3.4 で述べるように疲れに対してかなりの悪影響をおよぼす。これは、EDWARDS の考えの前提である 2 つの仮定に原因があり; たとえば FRITH¹⁹⁾は変形しない球状の珪酸塩の周囲にダイヤモンド型の空隙が生じているのを観察している。すなわち、介在物と基地鉄の境界は、前にも述べたように基地鉄に塑性流動を生じ、そのために引張り応力が生ずることにより空隙を発生する可能性があるほかに、介在物と基地鉄との熱膨脹係数の相違、両者の変形能の相違などによつても空隙を生ず

Table 1. 介在物の平均線膨張係数と弾性係数^{20)~23)}

介在物	平均線膨張係数 ×10 ⁶ /°C	弾性係数(室温)	
		ヤング率 ×10 ⁸ lb/ in ²	ポアソン比
TiN	9.4(0~700°C)	46.0	0.192
MnS	18.1(0~700°C)	20	0.30
Al ₂ O ₃	8.0(20~550°C)	56.4	0.250
Cr ₂ O ₃	7.9(0~700°C)		
MnO	14.1(0~700°C)		
MgO	13.5(0~700°C)		
CaO	13.5(0~700°C)		
MnO·Al ₂ O ₃	8.0(0~700°C)		
MgO·Al ₂ O ₃	8.4(0~700°C)	39.3	0.260
CaO·2Al ₂ O ₃	5.0(0~850°C)	40	0.25
CaS	14.7(0~850°C)	20	0.30
3CaO·Al ₂ O ₃	10.0(0~800°C)		
12CaO·7Al ₂ O ₃	7.6(0~800°C)		
CaO·6Al ₂ O ₃	8.8(0~800°C)		
CaO·Al ₂ O ₃	6.5(0~800°C)		
1% C-Cr Bearing steel	12.5(C~350°C)	30	0.29

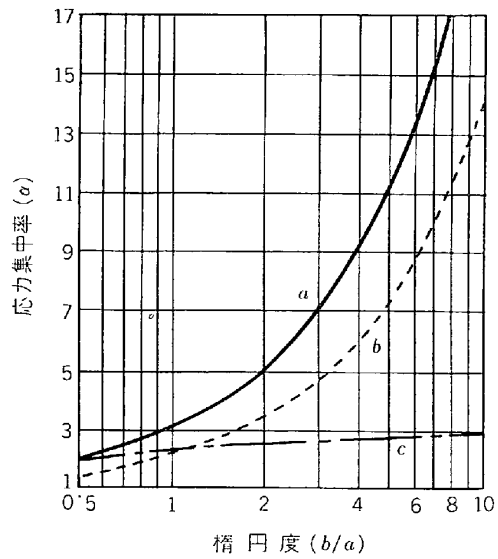


Fig. 4. 変形した介在物の形状と最大応力位置 A 点 (Fig. 3 参照) の応力集中率の関係²⁴⁾

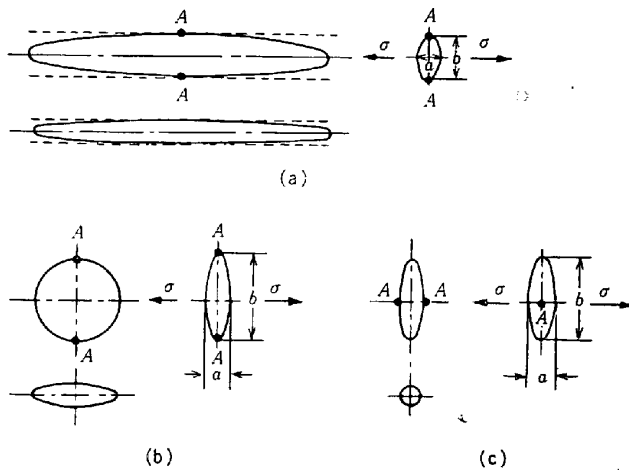


Fig. 3. 変形した介在物の形状と最大応力発生位置²⁴⁾

る可能性があり、これについてもあとで再びふれることにする。ここでは、Table 1として、各種介在物の熱膨張係数、弾性係数、ポアソン比を示しておく^{20)~23)}。

西岡²⁴⁾は、介在物と基地鉄とは密着していないと仮定し、また介在物の中で熱間加工中に变形しうるものは变形後 Fig. 3 の(a), (b), (c)いずれかに近い形状になると考えて応力集中係数を求めた。図中の矢印の方向に外力が作用した場合、A点の位置で応力集中が最大となる。このA点の応力集中率をおのおの場合について示したのが Fig. 4 である。Fig. 4 のように、介在物と基地鉄とは密着していないと仮定した場合には、密着していると仮定した Fig. 2 の場合に比べて応力集中係数はかなり大きくなっており、弾性係数が鋼のそれより大きいアルミナなどから割れが発生することがこれから理解できる。

一般的には、発生した割れは直ちに破壊に結びつくのではなく、これが成長してある限界の大きさに達するとそれ以後は自由エネルギーを減少しながら急速に破壊に向う。この限界の大きさに関しては、完全弾性体についての GRIFFITH の理論があるが、実際には割れの伝播に先行して塑性変形を生じる。これについて、OROWAN²⁵⁾は割れ先端での局所的塑性仕事を考慮して GRIFFITH の理論を修正している。これから、介在物への応力集中の結果として生じた塑性変形領域の大きさと介在物の破壊への寄与とは、もし基地鉄の性質が同じ場合には対応するが、異なる場合には介在物の存在状態が同じでも破壊への寄与は異なるということが言えよう。

なお、ATKINSON²⁶⁾は、従来の Fox カウント法に対して Fairy カウント法を報告し、介在物の疲れへの影響を定量的に表現することを試みた。すなわち、介在物の形状と大きさを考慮に入れて、個々の介在物指数を求めているが、これについては 3.4.1 に記すことにする。

2.3 加熱または圧延の際の介在物の变形および変化

鉄鋼材料に冷間圧延をほどこすと結晶粒の回り方向の回転が起こり優先方向を示すようになる。それを焼なましすると集合の度合は弱くなるが焼なまし前とは異なつた集合組織を示す。また熱間圧延の場合も再結晶を生じるので程度は弱いが集合組織を生ずる。その結果、組織に敏感な機械的性質は異方性を示すようになる。圧延方向に直角方向の機械的性質は、圧延により容易に変形してA系を呈する介在物を有する板の場合、圧延方向に比べて著しく低くなる場合がある。

普通、鋼の中には酸化物、硫化物あるいは窒化物など

Table 2. 鋼中の介在物の組成と性質²⁷⁾

化学式	物質名	色		結晶構造	密度	融点 [°C]	その他
		反射光	透過光				
FeO, (Mn, Fe)O	Wüstite	灰褐色, 暗灰色	不透明, 赤色	立方 (B1)	5.745	(1377), 1420	
MnO	Manganosite	暗灰色	黄色がかつた緑色	立方 (B1)	5.365	(1650) 1780	
Mn ₂ SiO ₄ , (2MnO·SiO ₂)	Tephroite	(灰色~灰赤色, 灰緑色)	黄色がかつた緑色	斜方	5.43~5.46	1340, 1300	
MnSiO ₃ , (MnO·SiO ₂)	Rhodonite	(紅色, 黄色, 黒色)	黄色, 黒色	斜方	3.40~3.68	1270, 1273	
SiO ₂ (α), (β)	(シリカ) Cristobalite	(無色, 白色)	(無色, 白色)	正方	2.32	1710, 1713	
SiO ₂	Silica glass	中位の暗灰色	白色半透明	無定形	2.07~2.22	1695~1720	ほか (Tridymite) に
FeO·Al ₂ O ₃ , (FeAl ₂ O ₄)	Hercynite	(灰色, 無色, 緑色)	灰色, 緑色	立方 (スピネル)	4.08~3.415	2135, >1700	
MnO·Al ₂ O ₃	Galaxite	暗灰色から黒色	黄白色	立方 (スピネル)	4.031	1560, >1700	
Al ₂ O ₃ (α)	α-アルミナ	暗灰色	暗灰色	六方	3.987	2030	
3Al ₂ O ₃ ·2SiO ₂	Corundum	(赤褐色, 黄褐色)	白色 (白灰色)	斜方	3.16	(1830°分解)	
3MnO·Al ₂ O ₃ ·3SiO ₂	Mullite		白色 (白灰色)	斜方	4.196	1200	
Cr ₂ O ₃ ·FeO, FeO·(Cr, Al) ₂ O ₃	Spessartite (Garnet系)	灰色, 明るい灰色	暗赤色 (薄い時), 不透明	立方 (スピネル)	4.32~4.57	2160, 2180	Cr _{3-x} Fe _x O ₄ , 正
Cr ₂ O ₃	Chromite (Chromite) (固溶体)	灰色	緑色	六方	5.085	1850	方晶
FeO·TiO ₂ (FeTiO ₃)	酸化第二クロム (Eskolaite)	赤褐色	不透明	六方	4.5~4.8	(1990), 2265	distorted spinel
ZrO ₂ ·SiO ₂ (ZrSiO ₄)	Ilmenite	灰暗色から黒色	白色	立方	5.23, 5.21	2400 (加工下)	
FeS	Zircon (Hyacinth)	黄褐色	不透明	六方 (NiAs型)	1.370	1370	
MnS(α), (Mn, Fe)S	Pyrrhotite	鳩灰色 (緑色), 中位の灰色	暗緑色	立方 (B1)	4.44~4.90	2430~2550	(固溶体)
CrS	(マンガン硫化物)	灰色から黄色がかつた灰色	不透明	六方 (単斜)	4.5~5.0	2420	
TiS	(クロム硫化物)	ピスマス様赤色	緑色	六方	4.67, 4.56	2402~4.86	
MnSe	(チタン硫化物)	ピスマス様赤色	緑色	六方 (NiAs型)	4.02~4.86	1195	
TiN, Ti(N, C)	(マンガン・セレン化物)	明るい灰色, 黄色	不透明, 不透明	立方 (B1)	4.58~4.79	1170~1197	
ZrN, (ZrC, N)	(チタニウム窒化物, 炭窒化物)	灰色がかつた白色, レモン状黄色	不透明, 不透明	立方 (B1)	4.05, 3.99	(1530), 1620	
Pb	(鉛介在物)	金属性	金属性	立方	4.1	3150, 3177	

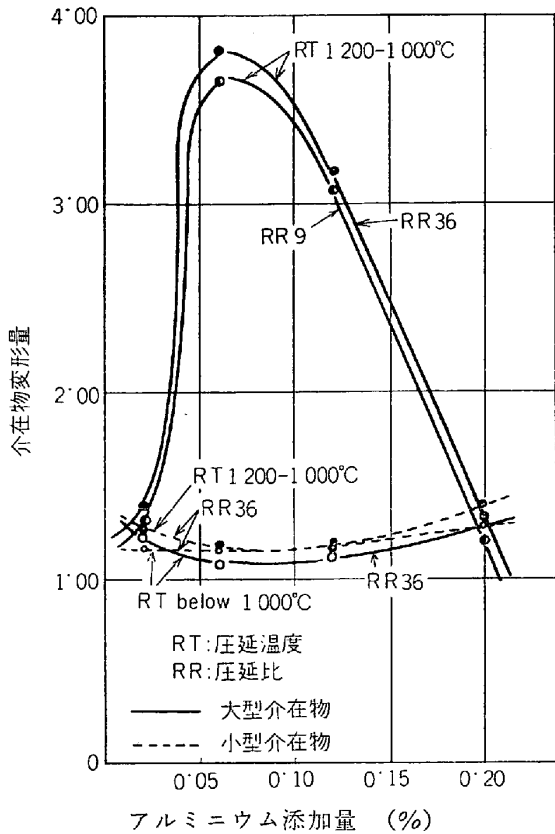


Fig. 5. Mn と Al で共同脱酸した極低炭素鋼中の介在物の変形量と Al 添加量との関係³¹⁾

が含まれており、Table 2²⁷⁾にその代表的なものを示すが、実際にはその組成、結晶構造は非常に複雑である。これらは熱間圧延すると、あるものは変形し、あるものは変形しない。JISG 0555 に示されるように、機械的性質への影響を考慮して、その形状は便宜的に A 系、B 系、C 系に分類されているが、介在物の組成などを考えると簡単ではない。一般に、硫化物は熱間圧延により延性的に変形して A 系を呈し、窒化物はほとんど変形せず C 系を呈する。

熱間圧延の際の介在物の変形度合については、MAL-KIEWICZ ら²⁸⁾が数値として評価する方法を報告し、各種脱酸剤添加によって生成した各種酸化物の変形挙動については、内山および角田による一連の研究²⁹⁾³⁰⁾³¹⁾およびその他の研究³²⁾がある。それらによれば、介在物の熱間圧延の際の変形は介在物の組成(種類)、大きさ、圧延温度によって非常に異なる。Fig. 5 はその 1 例で、横軸に Al 量をとっているが、これは介在物中の Al 量の変化に対応すると考えてよい。特に、共晶状介在物³⁰⁾³¹⁾や複合型介在物の場合にはその変形挙動は複雑である。また、熱間圧延の際に変形しにくい介在物は、基地鉄との間に空隙を作りやすく、それが鋼の機械的諸性質に影響をおよぼすことが推察されるが、これについては 3.4.1

に述べる。冷間圧延の場合には、介在物が延性的に変形して A 系を呈することはほとんどなく、B 系または C 系となり、空隙を生じやすい。

以上は熱間圧延などの場合であるが、単なる加熱(均熱や熱処理)だけでも、硫化物などの融点の低い介在物は高温でその形状をやや変え³³⁾、その組成や結晶構造も変わることがある。たとえば、硫化物 (Mn·Fe)S の Mn と Fe の比が変わるといふ報告³³⁾³⁴⁾や 18-8 ステンレス鋼中の介在物の結晶構造が変わる³⁵⁾³⁶⁾という報告などがあり、介在物と基地鉄の間の元素の置換かあるいは不安定な結晶構造が加熱により安定化されるなどで、説明されている。またリムド鋼や 18-8 ステンレス鋼中の介在物の加熱による変化³⁷⁾も報告されている。一方、鋼を加熱して冷却した場合、介在物と基地鉄の間に熱膨張係数などが異なるため、その境界および境界周辺で応力分布の高くなることを計算で求めた報告^{21)~23)}がある。

このように、介在物での応力集中という観点から考えて、介在物の組成と形状すなわち圧延による介在物の変形などの挙動は重要な意味を持つと言える。

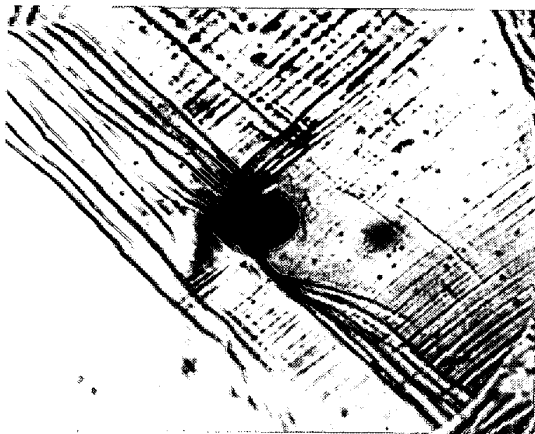
なお、介在物の組成、基地鉄との密着性と空隙の発生などは、鋼中のガス成分特に水素の介在物への移動、吸着あるいは放出に関係することも考えられ、水素に対しては MnS は影響するが FeO あるいは Al₂O₃ は影響せず³⁸⁾、また、MnS の周辺に空隙があるとその影響は大きい³⁹⁾などの報告もあり、問題になっている超強力鋼の遅れ破壊と介在物との関係という点でその解明は今後の課題といえよう。

3. 機械的性質への介在物の影響

3.1 伸びおよび絞りと介在物

介在物のような欠陥を含まない鉄鋼材料に室温で引張り応力を加えると、降伏を起し、加工硬化を伴った塑性変形が始まる。その後、しばらくマクロ的な一様伸びが続き、やがて見かけ上の最大強さに達し、その後局部的な収縮 (necking) を生じ、破断に至る。鉄鋼の室温での破断は、塑性変形の途中で転位の相互作用などにより空隙 (void) を生じ⁴⁰⁾、それが歪量の増加に伴って拡大し、合体することによる。この合体は、最初は一軸応力であったものが、局部収縮をはじめると三軸応力状態になることにより促進される。このような条件下での破断面を観察すると、dimple pattern (くぼみ模様) が見られる。

介在物を含有する場合、2.2 で述べたように、介在物は空隙の発生を容易にするので、伸びおよび絞りを劣化させると考えられ、特に絞りに対して著しくあらわれ

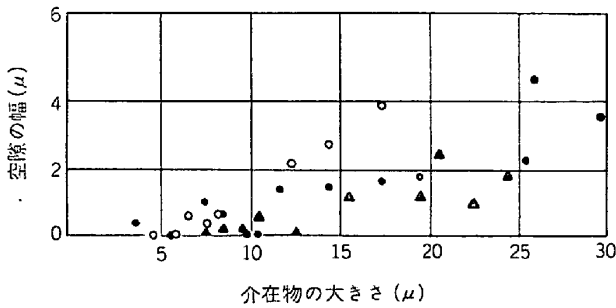


(a) 永久ひずみ: 2.6%

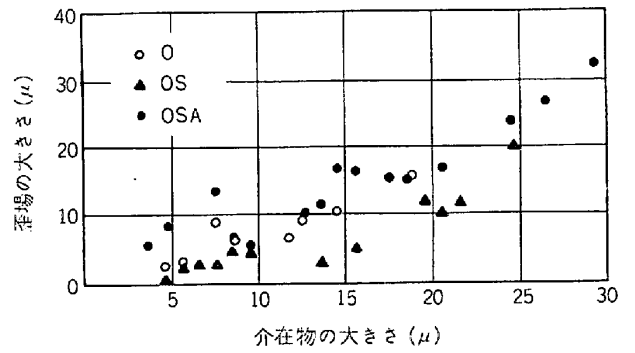


(b): 永久ひずみ: 19.2%

Photo. 1. リムド鋼の引張り試験の際の介在物周辺における塑性変形模様(a)と空隙および割れ発生状況(b)³³⁾. 介在物は (Fe·Mn)O.



(a)



(b)

O: (Fe·Mn)O, OS: (Fe·Mn)O と (Fe·Mn)S の 2 相介在物, OSA: (Fe·Mn)O と (Fe·Mn)S に Al₂O₃ が混在した介在物.

Fig. 6. リムド鋼試片に引張り応力を与えた際 (永久ひずみ 2.6%) の(a)介在物の大きさとその周辺に生じた空隙の幅および(b)介在物の大きさとその周辺に生じた歪場の大きさの関係³³⁾

る.

リムド鋼中の介在物の引張り応力下での挙動を調べた結果を浜野ら³³⁾は次のように述べている. すなわち, 引張荷重が下降伏点を過ぎると, リューダス帯が試験片底部から発生するが, このリューダス帯の内部にある介在物の横方向でそのすべり帯に変化を生じる. 介在物からの塑性ひずみ発生の際は介在物の種類によって異なり, Al₂O₃ 系介在物のように角状を有する場合には歪集中が大きいようで, 一部に介在物と基地鉄の間で空隙を生じている. さらに引張り荷重を加えると, その空隙が大きくなり, Photo. 1 (a)に示すように, この空隙の先端でひずみが集中する傾向にある (2.6% 永久ひずみ). さらに進んで局部収縮を起こすようになる (19.2% 永久ひずみ) と Photo. 1 (b)に示すように空隙は延性割れの起点になる³³⁾. 上述の観察において, 介在物を種類別, 大きさ別に分けて, 介在物周辺の空隙の幅とひずみ場の大きさを光学顕微鏡下で測定した結果, Fig. 6 (a)

および Fig. 6 (b) に示すように, 介在物のそれらへの影響は介在物の大きさとともに大きくなり, また種類によっても多少異なる³³⁾としている. 一方, 種類が同じでも形状が異なれば介在物の伸びあるいは絞りへの影響度は異なる. たとえば, Sims ら⁴¹⁾は, 中炭素鋳鋼について, Al の添加量を変えることによつて硫化物の形態を変え, それと機械的性質との関係を調べ, 粒界に細く連ながつた共晶型硫化物が最も悪いと述べている. しかし, 一方では, 単に介在物の volume fraction で整理してもよい対応が得られるという報告⁴²⁾もある.

熱間鍛造圧延材中の硫化物あるいはシリケートは, 延性的に変形していわゆる A 系型を呈しているので Fig. 2 あるいは Fig. 4 から分るように, 圧延方向とそれに直角方向の機械的性質の差, いわゆる異方性が大きくなる. たとえば, 4330 鋼中の硫化物は Fig. 7 に示すように, その量が増加すると直角方向の絞りを低下させ, 特にひも状介在物の影響が大きい⁴³⁾. 伸びは絞りと同じ

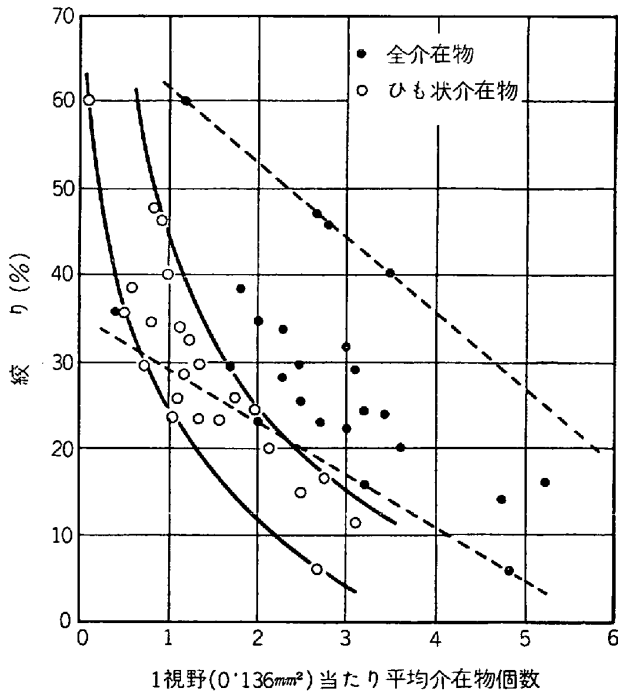


Fig. 7. 介在物含有量が横方向絞りにおよぼす影響⁴³⁾
(V 添加 4330 鋼)

傾向を示すが、絞りの場合ほど顕著ではない⁴⁴⁾⁴⁵⁾。介在物の存在状態を一定に保つて、基地鉄の強さレベルをあげると、介在物の影響は強さレベルの増大とともに大きくなる⁴⁵⁾。なお、介在物は一般には U. T. S. あるいは降伏応力には影響をおよぼさないが、人工介在物を用いた実験において、板厚方向の引張り試験で、圧延により延性的に変形する MnS および $2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ はその量が増すと引張り強さを低下させるという報告⁴⁶⁾もある。

3.2 加工性と介在物

3.2.1 冷間加工性

(i) 深絞り性

深絞り用鋼板には普通リムド鋼および Al キルド鋼が使用されるが、この場合にはとくに成形性に重きがおかれる。リムドあるいは Al キルド鋼中には、MnS, FeS, MnO, Al_2O_3 , SiO_2 およびそれらの複合型介在物が含まれているが、介在物への応力集中を考えれば、延性的に伸びた介在物が深絞り性に悪い影響をおよぼすと言える。しかし、加工性には種々の因子が影響し、また試験法によつて異なつた結果を示すこととあるので、介在物と深絞り性に関する報告はあまり見られない。たとえば、深絞り性がよくても“耳”(コニカルカップの縁が波形を示す)が発生する場合があります、この耳の発生には集合組織が関係している⁴⁷⁾。そして、この集合組織には介在物が関係すると考えられるので、これからも介在物と深絞り性の問題が複雑であることがわかる。

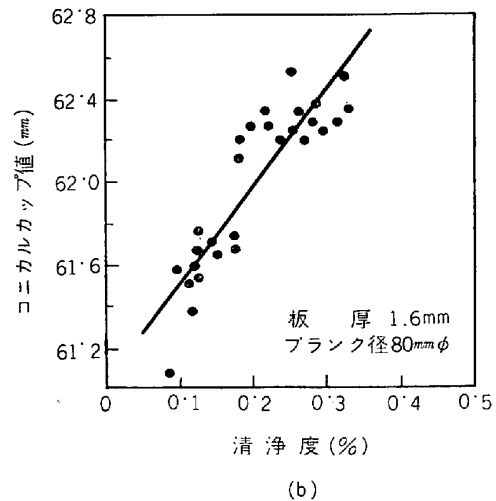
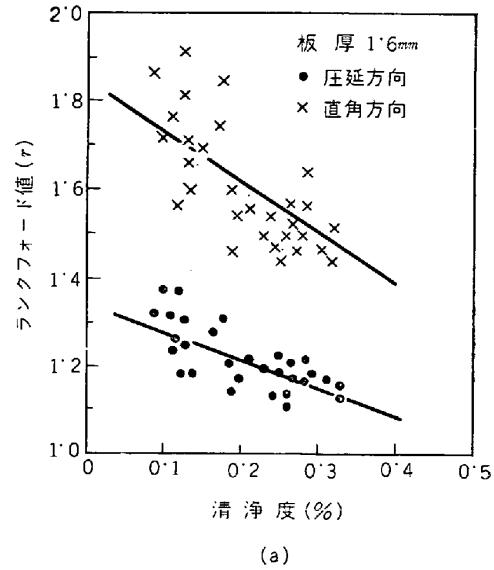


Fig. 8. リムド鋼の清浄度とランクフォード値(a)
およびコニカルカップ値(b)の関係⁴⁸⁾

深絞り性を直接に評価する方法として、エリクセン試験、コニカルカップ試験があるが、材質を組織学的に検討しようとする場合には n 値(加工硬化係数)および r 値(ランクフォード値)が用いられる。一般には n 値および r 値がともに大きいほど深絞り性は良好である⁴⁷⁾。また、 r 値が大きい材料は局部伸びが大きいので、局部伸びも判定基準の一つとして考えられよう。しかし、現在のところでは、介在物の深絞り性への影響と n 値、 r 値あるいは局部伸びとの関係についての報告はみあたらない。

コニカルカップ値およびランクフォード値と介在物との関係については、低炭素リムド鋼についての結果⁴⁸⁾があるが、Fig. 8の(a)および(b)に示すように、圧延方向およびそれに直角方向ともに r 値と清浄度はよい相関性を示しており、またコニカルカップ値は清浄度が悪

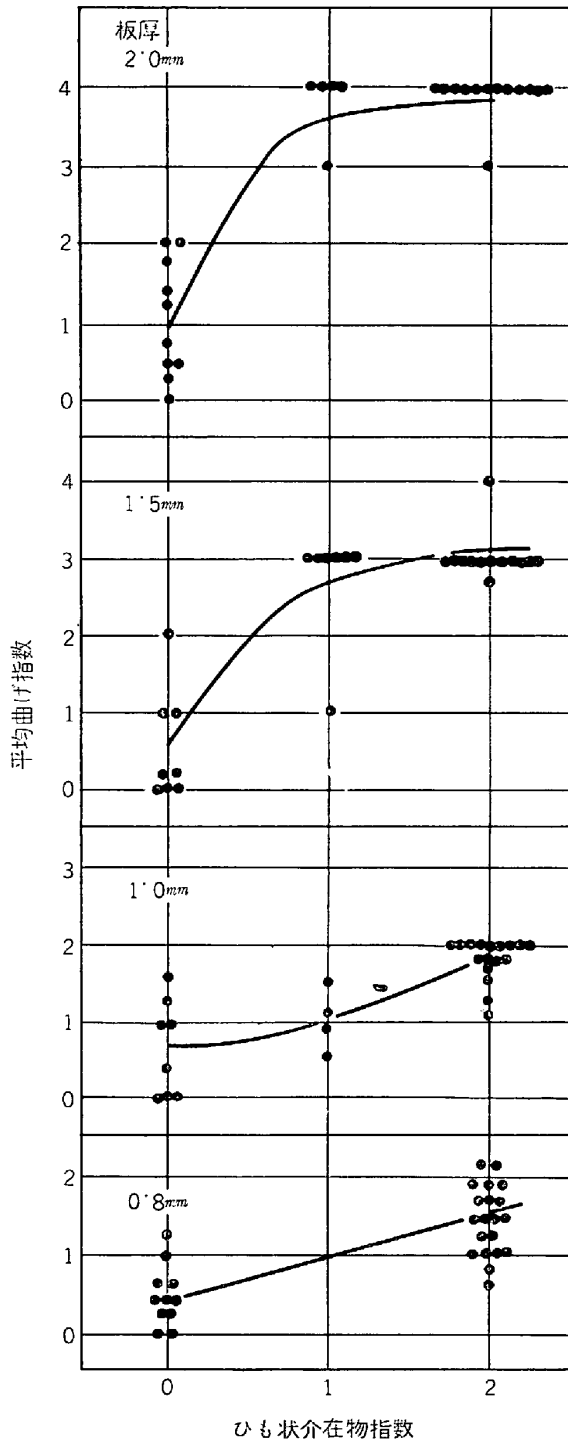


Fig. 9. 18Cr ステンレス鋼板の曲げ性におよぼす“ひも状介在物指数”の影響³⁶⁾

くなるにしたがつて低下する。しかし、全般的にみて、介在物の種類、大きさ、形状、分布と上記の各種の値との関係についてはまだ十分に解明されていないようである。

(ii) 曲げ性

鉄鋼材料の曲げ性は、介在物が少ない場合かあるいは比較的多くても微細に分散している場合に良好である。

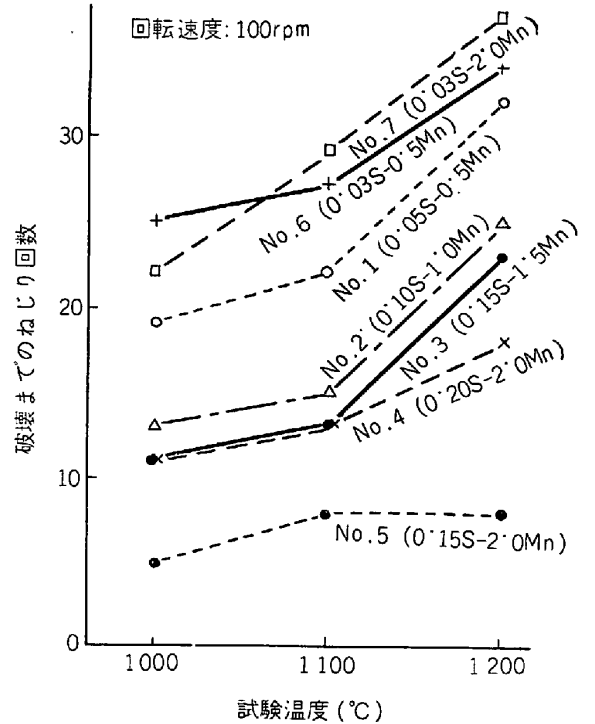


Fig. 10. 低炭素高硫黄鋼について的高温ねじり試験結果⁵⁴⁾⁵⁵⁾

しかし、硫化物のように圧延により延性的に伸びた介在物が試験片中に直角方向に存在する場合には曲げ性は劣化する⁴⁹⁾⁵⁰⁾。リムド鋼、セミキルド鋼およびキルド鋼の曲げ性を比較すると、セミキルド鋼がもつとも悪いが、これはこの鋼種に特有の表面直下に存在するA系介在物によるものと考えられる⁵¹⁾。このA系介在物が割れの原因になりやすいのは、介在物の先端で生じた応力集中によつて介在物が剝離し、その結果生じた空隙が新たな歪集中源となつて割れの起点になると考えられる⁵²⁾、このことはリムド鋼の引張り試験の際の介在物周辺の挙動と類似している¹⁶⁾。したがつて、セミキルド鋼の脱酸剤として Si の代わりに Al を使用し介在物を小型化およびC系化させると曲げ性は向上する⁵²⁾。

ステンレス鋼板の場合も、Fig. 9 に示すように、硫化物およびひも状を呈する酸化物は曲げ性を低下させ、その傾向は板厚が厚いほど著しい³⁶⁾。なお、バルジ試験の値に対しても介在物は悪い影響を与えるようである⁵³⁾。

3.2.2 熱間加工性

赤熱脆性の主因である FeS を Mn に置換えると熱間加工性は著しくよくなる⁵⁴⁾が、MnS もその量が多くなれば Fig. 10 に示すように高温加工性は悪くなる⁵⁴⁾⁵⁵⁾。また、炭素キルド鋼を高温ねじり試験すると、S 量、O 量および SiO₂ 量とねじり回数との間に負の相関関係があることも報告されている⁵⁶⁾。このように硫化物が熱間加工中の割れの原因になるのは、その融点が低く、これ

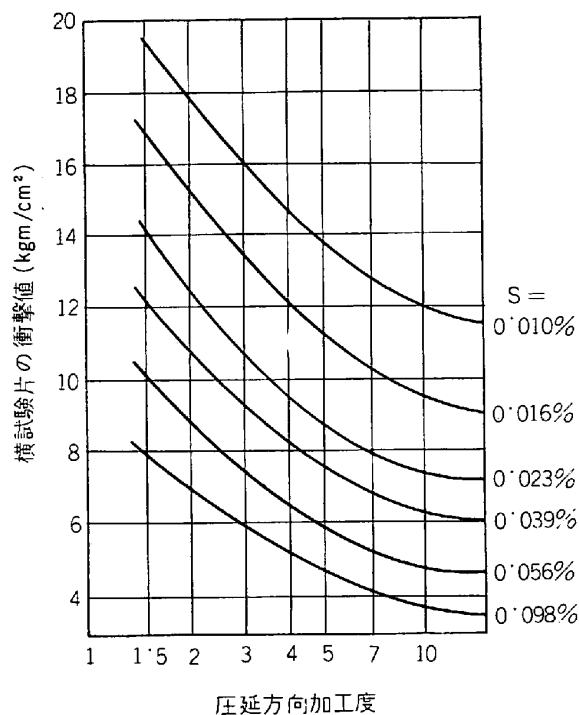


Fig. 11. 硫黄含有量の異なる鋼 (St 25)⁴⁴⁾の横試験片の衝撃値と圧延方向加工度との関係⁴⁴⁾

を設計資料に供することはできない¹⁶⁾。与えられた温度、板厚に対する安全使用応力や使用応力レベルにおける安全使用温度を求めるためには、 K_C 試験あるいは K_{IC} 試験が使用され、とくに脆性の程度を区別するには有効である¹⁶⁾。

室温で衝撃試験を行なうと普通延性破壊を示すが、この場合、試験片に直角方向に細長く伸びた介在物 (MnS や Mn シリケートなど) が存在すると衝撃エネルギーは低くなる。たとえば、Fig. 11 に示すように、中炭素鋼板の衝撃値は S 量および長さ方向の変形量 (加工度) が増加するに従い低下する⁴⁴⁾。このような材料に Ti あるいは Ce を加えると硫化物は球状化し、圧延しても長く伸びないようになり、その結果衝撃値は上昇する⁵⁸⁾。また拡散焼鈍を行なうと細長い介在物はちぎれて球状化し、介在物の影響は減少する⁵⁸⁾。一方長さ方向での衝撃値は鍛造比が増加すると共に増加することが Ni-Mo-V 鋼についての実験で報告されており⁵⁹⁾、これは鍛造によって介在物が細くなり長さ方向での介在物による応力集中が減少するためである。

が液化または軟化して結晶粒界をおおつてしまい、結晶間の凝集力が低下するためと考えられる。

3.3 切欠靱性と介在物

靱性とは脆性破壊に対する抵抗の大きさのことであり、高張力鋼や低温用鋼などの構造材料を評価する際の重要な因子である。靱性を調べる試験法として、強度がそれほど高くない材料に対しては一般に切欠シャルピー衝撃試験が用いられる。この方法は試験が容易であり、衝撃エネルギーの温度依存性を調べるには都合がよい。しかしこれは特性試験ではないので、このエネルギー値

硫化物は、延性-脆性遷移温度にはほとんど影響をおよぼさず、また脆性破壊域でもほとんど影響しない⁶⁰⁾。

酸化物系介在物 (FeO) に関する研究においても、Fig. 12 に示すように硫化物の場合と似た結果を示しており、また遷移領域での曲線の勾配は介在物のない場合に鋭く、介在物のある場合にかなりゆるやかである⁶¹⁾。

延性破壊の場合に介在物の影響が大きいのは、介在物への応力集中の結果としてその周辺に塑性変形が起こり、介在物が基底鉄から剝離して空隙を生じ、それらが成長し合体して破壊に至るためであり、Photo. 2 に示すように破面の dimple 内に介在物が存在するのが見られ

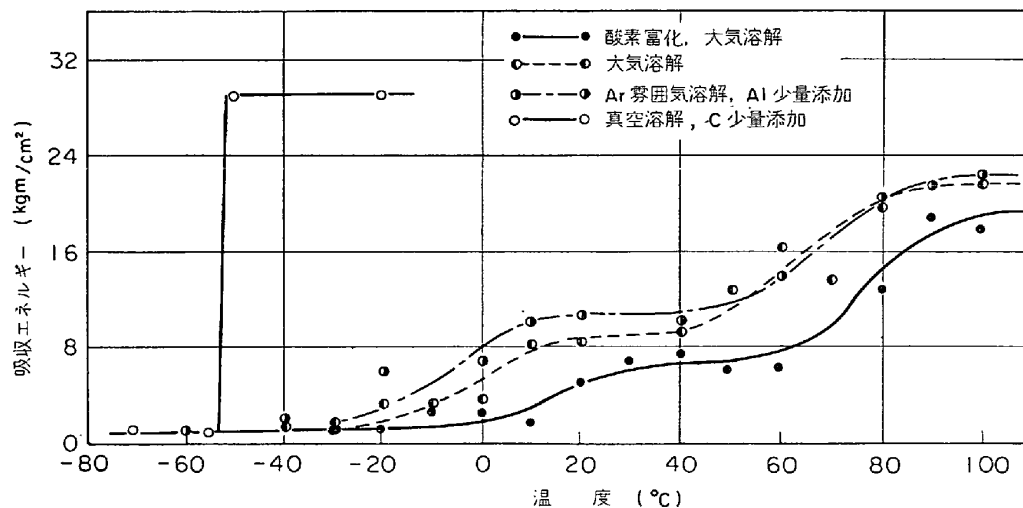
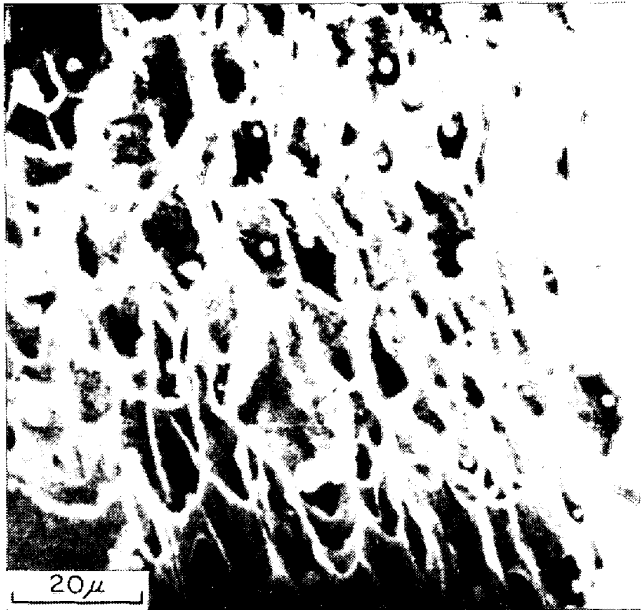


Fig. 12. 極低炭素鋼のU切欠衝撃試験結果⁶¹⁾



(吸収エネルギー: 18.5 kgm/cm^2 , 温度 100°C)

Photo. 2. FeO 介在物と衝撃延性破面の走査型電顕写真⁶¹⁾.

る。

一方、脆性破壊の場合、劈開割れであつて破面には river marking が見られる。このような破壊形式の場合には、割れは介在物のような応力集中個所から発生し、ゆるやかに成長してある臨界長さに達すると不安定破壊を生ずる。したがつて、割れ発生に対しては介在物はそれを促進するように働くと考えられる。伝播過程では、介在物は river marking の進行方向にほとんど影響しないが、時にはその進行方向を変える場合もあり、その場合には介在物は伝播を阻止するような作用をする⁶²⁾。しかしながら、切欠衝撃試験における脆性破壊領域で、Fig. 12 に示したように、介在物の影響があらわれないのは、この試験方法が脆性破壊への介在物の影響を調べるのに適していないためと考えられる。この場合には深い切欠をもつ試験片を用いて K_{Ic} 試験を行なうほうがよいと考えられる。 K_{Ic} の値は、介在物(硫化物)量の増加に従つて小さくなるという報告⁶³⁾があるが、介在物への応力集中という観点から介在物の大きさ、形状、分布状態などと K_{Ic} 値との関係は今後に残された問題と言えよう。また伝播過程への介在物の影響を調べるよい手段は見あたらない。

3.4 疲れと介在物

鉄鋼材料の耐久限は、Fig. 13 に示すように、硬さが低い所では硬さと共に直線的に増大するが、ある硬さ以上では逆に硬さと共に低下している⁶⁴⁾。硬さのかわりに引張り強さをとつても類似した傾向が見られる⁶⁵⁾。これ

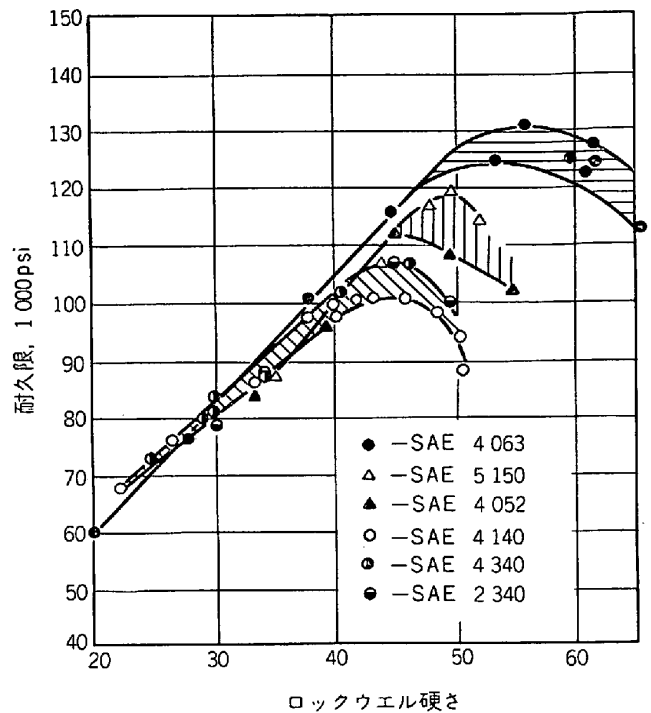


Fig. 13. 合金鋼の硬さと耐久限の関係⁶⁴⁾

は材料の強さレベルが増大すると共に材質の不均一さ(たとえば介在物など)の影響が敏感になるからと考えられている。したがつて、介在物の疲れ強さへの影響を考える場合に、介在物自体に関する問題と基地鉄に関する問題とに分けるのが適切であろう⁶⁵⁾。

3.4.1 介在物自体の影響

介在物の疲れへの影響度は 2.2 で述べたように介在物による応力集中の大きさに依存するが、以下に述べる理由からそれを単に応力集中によつてのみ評価することはできない。

(a) 球状介在物の場合、応力集中係数は最大 3.0 である(基地鉄と介在物の密着性、弾性的性質の相違などに依存する)¹⁸⁾。しかし、介在物周辺の塑性変形を受ける領域の大きさは、介在物の形状が同じならば介在物の大きさに比例し、そして割れ発生は塑性変形領域が広い場合に早いと考えられる⁶⁶⁾⁶⁷⁾⁶⁸⁾。したがつて介在物の大きさも疲れ性質に影響する。

(b) 平滑試験片の S-N 曲線よりも切欠試験片のそのほうが傾斜が急であり、両曲線は繰返し数 $10^3 \sim 10^4$ で交差する場合が多い¹⁷⁾。したがつて、介在物を切欠の一種と考えた場合、介在物の影響は耐久限近くの応力レベルの場合に大きい。高張力鋼の疲れ強さにおよぼす種々の大きさの介在物の影響を調べた結果⁶⁹⁾によれば、高い応力レベルでは大きな介在物は破壊に対してあまり重要な役割をせず、小さな介在物がおもな割れの発

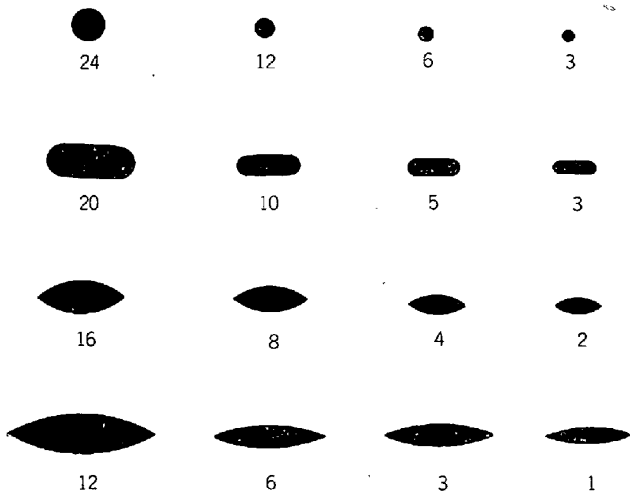


Fig. 14. Fairy カウント法：200 倍で観察した個々の介在物の指数を示すチャートの例²⁶⁾

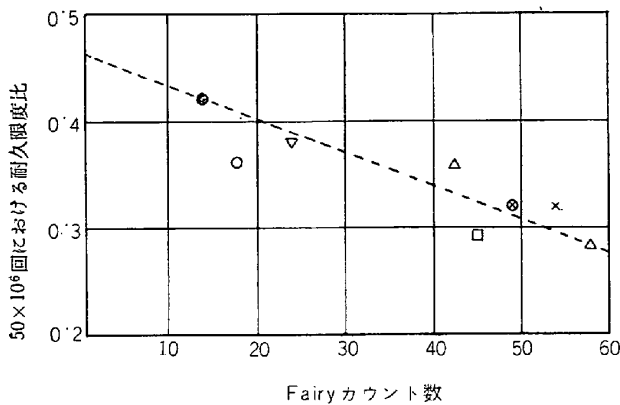


Fig. 15. 引張り強さ 125 t/in² の各種の鋼について、繰返数 50×10⁶ 回における耐久限度比と Fairy カウント数の関係²⁶⁾

生および伝播を促進する。一方、低い応力レベルでは大きい介在物が割れ発生の起点になりやすいと述べている⁶⁹⁾。

以上のように、介在物の影響は応力レベルにより異なり、介在物の大きさに依存する。

疲れ強さにおよぼす介在物の影響を定量的に求める方法として、ATKINSON²⁶⁾は介在物影響係数 m を次のように定義した。

$$m = d^2 K / 2 \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 d は光学顕微鏡下で 200 倍で測定した介在物の幅 (mm)、 K は応力集中係数であり次の式で示される。

$$K = 1 + \gamma \sqrt{\frac{h}{R}} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、球に対しては $K = 3.0$ であり、 γ は定数 (高張力鋼では 3.0)、 h は介在物の深さ、 R は介在物先端の半径である。

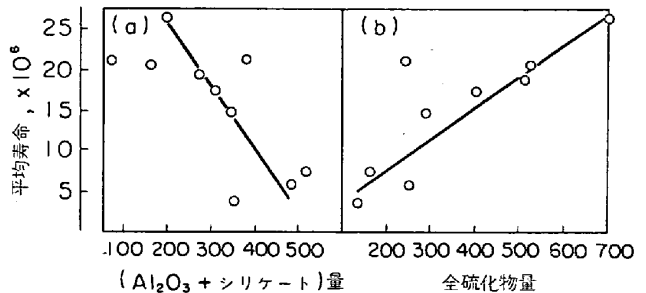


Fig. 16. 軸受鋼の介在物量とところがり寿命の関係⁷⁰⁾

なお、この場合、応力集中係数 K は介在物がそれと同じ大きさの空孔であるという仮定のもとに計算している。すなわち、介在物の組成、基地鉄との密着性、基地鉄と介在物との弾性係数の相違などの因子は無視している。この介在物影響指数は、実際には Fig. 14 のようなチャートを作っておいてそれを利用する。

このようにして観測した個々の介在物の m を求め、それを観察視野数について合計した値を m_i (Fairy カウント数) とすると、 σ_w (耐久限)/ σ_b (引張り強さ) と m_i は直線的な関係が成立し、 m_i が大きくなると σ_w/σ_b は低下することを示した (Fig. 15)。

次に介在物の種類と疲れ性質との関係であるが、前にも述べたように、応力集中という点から考えると介在物と基地鉄との密着性が強ければ硬い介在物の方が害が少ないが、実際には軟い介在物のほうが影響が少ないと言われる。すなわち、鋼を圧延した際の介在物の変形性および介在物と基地鉄との密着性などが問題となり、これは介在物の種類 (組成と結晶構造) に関係してくる。たとえば、FRITH¹⁹⁾ は変形しない介在物の周辺に空隙を生じ、それが悪い影響を与えると述べ、そのような介在物として結晶状のアルミナ、アルミノ珪酸塩、石英、球状珪酸塩、窒化チタンなどがあるとしてしている。

JOHNSON ら⁷⁰⁾ は、軸受用鋼の転り接触疲れと介在物との関係について詳細な検討を行ない、Fig. 16 で示されるように、寿命と介在物の相関性を認め、アルミナ、珪酸塩、窒化チタンの順に好ましくない影響をおよぼし、硫化物はほとんど影響がないと報告した。これらから珪酸塩や酸化物を包んだような形で存在する硫化物は、酸化物などの悪影響を緩和し、むしろ好ましい効果を与えると考えられる⁷¹⁾⁷²⁾。また、SUGINO ら⁷³⁾ は、同様に軸受鋼につき介在物と転り疲れの関係を調べ、軌道表面下に white etching constituent と dark etching constituent との存在を認め、前者は Al₂O₃ 介在物をもとにして発生したもので微小割れの発生源になりうるが、後者は剪断応力が最大になる所に発生し、その際に生ずる塑性

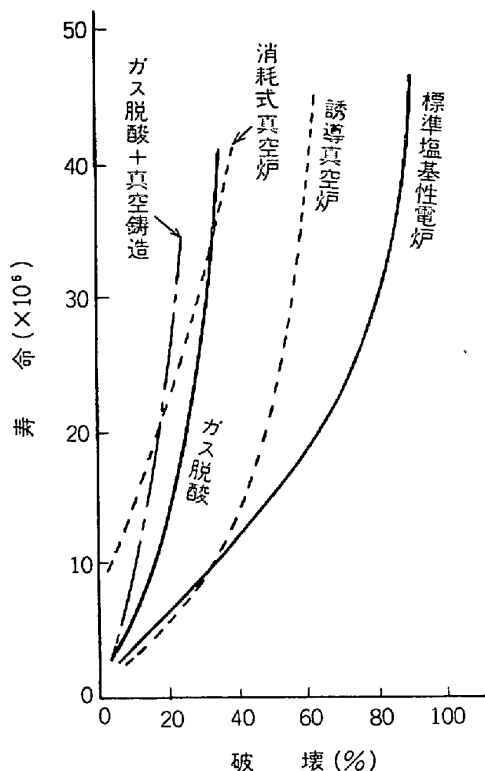


Fig. 17. Al₂O₃ 介在物の低減によるころがり寿命の改善⁷⁶⁾

変形のために介在物による集中応力を緩和して、white etching constituent の発生を阻止していると述べている。このように、Al₂O₃ 系介在物が転り接触疲れによくないという報告は多く見られる^{74), 75)}。

いずれにせよ、介在物は存在しない方がよいには違はなく、Fig. 17 に示すように、介在物の低減策を施せば疲れ寿命は著しく改善される⁷⁵⁾。

3.4.2 基地鉄の性質による影響

低炭素鋼においては、割れ発生はすべり帯束、結晶粒界、介在物などが原因となり、高強度鋼においては介在物、前オーステナイト粒界、パケット境界、ブロック境界⁷⁶⁾、炭化物などが原因としてあげられる。また、軸受鋼のような高硬度鋼においては、介在物もちろん原因になりうるが、そのほかに荷重下での基地組織の変化⁷⁷⁾もあげられている。

その一方、低炭素鋼のように強さレベルが低い場合について調べると、たとえ介在物からの割れ発生割合が多い場合でも、介在物が耐久限を低下させることはない⁷⁸⁾。ただ、強さレベルを上げてゆくと、介在物からの割れ発生も増大し、介在物の疲れ強さへの影響も大きくなる^{76) 78) 79)}。

発生した割れが伝播せずに停留するか、伝播してもその速度がゆつくりであるか、あるいは急速に伝播するか



Photo. 3. 鋼 (UTS : 29 kg/mm²) の繰返し曲げ疲れ破面に見られた介在物と Striation⁴⁵⁾. 2 × 10⁴ で破壊。

は、実用材料ではきわめて重要な問題である。介在物が存在する場合には、それが割れの起点となるので割れ数の密度は介在物のない場合に比べて大きく⁷⁸⁾、割れはそれらを連絡しながら伝播するので割れ伝播速度は速くなる⁶⁸⁾。もちろん、割れの伝播速度は基地鉄の性質に依存し、基地鉄の靱性が低い場合は伝播速度は大きく、その場合は介在物の影響も著しくなる。割れ破面組織学的 (fractography) には、強さレベルの低い加工硬化が容易な材料では破面に striation が生じやすく、そのような場合には介在物の影響はほとんどない (Photo. 3) が、強さレベルが高くて加工硬化が困難な材料では striation が生じにくく、この場合には介在物の影響は著しい⁴⁵⁾。

以上のように、基地鉄の性質によつて介在物への疲れへの影響度合が異なるが、それに関しては、基地鉄の性質を表わす因子として $\sigma = Ke^n$ ので定義される加工硬化係数 n を用い、介在物を有する試料と有しない試料の各耐久限 (σ_w) を介在物の種類別に整理した結果、介在物の σ_w への影響は n の増大と共に小さくなり、 $n \geq 0.16$ でほとんど影響しなくなる。さらに、試料の種類別に耐久限の減少率 (W) (任意の n における介在物を含有する試料の σ_w をその n における介在物を含有しない試料の σ_w で割った値) で整理しなおすと、Fig. 18 のように、直線関係が得られ、これを次式で表わした⁴⁵⁾。

$$W = i(A - n) \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 A は定数、 i は介在物の大きさ、形状、量などに依存する値で 3.4.1 で示した (1) 式から求められる m_i に対応するものである。

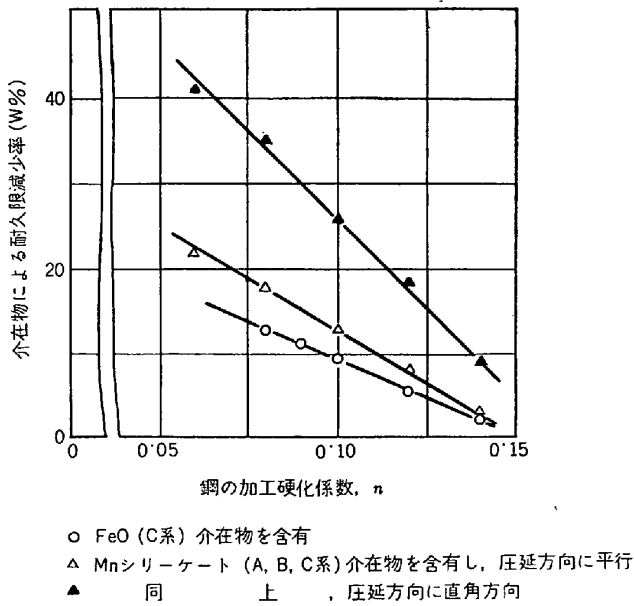


Fig. 18. 介在物による耐久限減少率と鋼の加工硬化係数との関係⁴⁵⁾

上述でわかるように、疲れ性質への介在物の影響は、介在物自体の問題、基地鉄の問題、両者の境界層の問題などがからみ合っており、さらに応力のかかり方や環境などによっても異なるので、実際に介在物の影響を判定するには細心の注意が必要である。

3.5 快削鋼と介在物

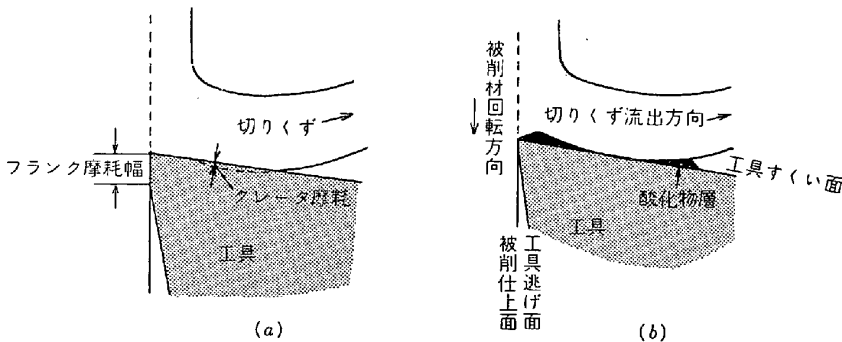
鉄鋼材料は、軽合金や黄銅などに比べて被削性（削りやすさ）が悪く、その欠点を補うために種々の非金属介在物や金属介在物が利用されている。被削性には、工作機械、切削工具、切削条件、それに材質などの各種因子が複雑に関係しているので、それを一義的にあらわすのはむずかしいが、現在では次の4因子をもつて一般に定義している。すなわち、(a) 工具寿命、(b) 切削抵抗（被削部の温度）、(c) 仕上面あらさ、(d) 切屑の発生状態（切屑の処理性）である。

被削性を向上させるために、各種快削鋼中には S, Pb, Se, Te, Bi などが含まれ、非金属または金属性介在物として存在している。S は MnS または (Mn·Fe)S の形で、熱間圧延により延性的に A 系に変形する。この種の介在物は、切削局部の塑性流動域において、自ら延伸して鋼の変形を助け、内部切欠効果により切削抵抗を低下させ、さらに構成刃先の生成・脱落に有効に作用し、工具寿命を延ばす²⁷⁾。Pb, Se, その他についても S と類似した性質を有しているが、Pb やテルライドは MnS ほど熱間加工で変形しない。介在物の大きさ、形状、分布状態は被削性と関係し、介在物は球状で大きい程被削性を向上させる。たとえば、切削剪断面の剪断ひずみは介在物が球状で大きくそして密度が高いほど小さくなり、その結果、切削温度は低く工具寿命は長くなる⁸⁰⁾。S と Te を複合添加すると、Te は硫化物の周囲を取りかこみ、著しく球状化するので被削性は向上する⁸⁰⁾。

これらの介在物の機械的性質への影響に関しては、引張り強さ、疲れ、衝撃などにはほとんど影響しないが（ただし、0.1% S 以上になると横方向の引張り強さが若干低下する）、介在物が細く長く伸びている場合には横方向の伸びおよび絞りを低下させる。熱間加工性に関しては、融点の低い S, Se 系介在物がかもつとも悪く、Pb がもつとも影響が少ないが、18-8 系ステンレス鋼のように Pb が粒界に析出する傾向が強くと熱間加工性をかなり低下させる⁸¹⁾。冷間加工性に対しては、S 系がかもつとも悪く、Se, Pb はそれほど影響しない。

構成刃先の挙動が工具寿命に関係することは前に述べたが、これは切削速度が約60m/secより低い場合であり、これより切削速度が高くなると工具磨耗防止の機構が異なってくる。すなわち、切削速度が100~250 m/secになると、剪断部分の温度上昇（1000~1200°Cに達する）により、構成刃先の影響はなくなり、被削材の切削屑は直接に工具に接触、Fig. 19(a)に示すようにクレータ磨耗あるいはフランク磨耗を生ずる。

このような高速切削の際、被削材に Ca シリケートあるいは TiO₂ などが含まれていると、これらは 1000°C くらいで軟化し、工具面に接触推積して、Fig. 19(b)のような被覆層を形成し、工具の磨耗を減少させる。この被覆層を“Belag”とっている。硫化物、Mn シリケートなどの介在物は切削速度が 200m/sec をこえると軟化するので付着の効果がなくなるし、一方、TiN あるいは



(a) Al-Si 脱酸鋼を 150m/min で切削した場合の立面拡大図 (b) Ca-Si 脱酸鋼を 150m/min で切削した場合の立面拡大図

Fig. 19. 切削時の工具磨耗の挙動²⁷⁾

Al_2O_3 は融点が高過ぎて逆に磨耗の原因となる⁸²⁾⁸³⁾。

このように、快削鋼においては、非金属介在物は悪影響でなくて、好ましいものとして使われている。

4. 結 言

一般的には、介在物は引張り強さにはほとんど影響をおよぼさないが、絞り、伸び、疲れなどには悪影響をおよぼす場合があることがわかる。介在物が影響する場合、介在物からまたは介在物周辺の空隙から割れが発生し、それが伝播して破壊に至る。介在物からの割れの発生の度合は、介在物への応力集中の大きさによりある程度評価できるが、伝播過程は介在物の量のほかに基地鉄の性質にも影響されるので、単に応力集中という観点だけでは直接評価できない。また、介在物の影響は、応力のかかり方、雰囲気その他によつても異なり、緒言でも述べたような介在物研究のむずかしさとも相まって、今までに出されている数多くの研究結果が非常に多岐にわたっていることからわかるように、その影響を一義的に明確に求めることはできない。しかし、介在物は多かれ少なかれ鋼中に存在することから、種々の応力条件下での最大介在物許容量というものを求めることは非常に意義のあることと考える。

本資料では紙面の都合で今までに出された数多くの研究結果のすべてを網羅することはできず、介在物の影響の概要についてのみ記した。これまでに、本資料と類似した解説⁸⁴⁾や資料⁸⁵⁾その他⁸⁶⁾が多く出されているのでそれらも参考にされることを希望する。

文 献

- 1) C. ZENER: *Fracturing of Metals*, ASM, Cleveland, (1948); p. 3
- 2) A. H. COTTRELL: *Trans. AIME*, 212 (1958), p. 192
- 3) J. J. GILMAN: *Trans. AIME*, 212 (1958), p. 783
- 4) E. OROWAN: *Dislocation in Metals*, AIME, New York, (1954), p. 69
- 5) J. S. KOEHLER: *Phys. Rev.*, 85 (1952), p. 480
- 6) N. F. MOTT: *Proc. Roy. Soc. London, A* 220 (1953), p. 1
- 7) A. N. STROH: *Proc. Roy. Soc. London, A* 223 (1954), p. 404; *A* 232 (1955), p. 548
- 8) T. YOKOBORI: *J. Appl. Mech.*, 24 (1957), p. 77
- 9) 内山: 金属材料技術研究所研究報告, 5 (1962), p. 284
- 10) F. E. FUJITA: *Sci. Repts. Res. Insts., Tohoku Univ.*, A 6 (1954), p. 565
- 11) F. SEITZ: *Advances in Physics*, (1952) 1, p. 43
- 12) J. FRIEDEL: *Phil. Mag.*, VII (1955), p. 1169
- 13) N. F. MOTT: *Proc. Roy. Soc., A* 242 (1957), p. 145
- 14) P. J. E. FORSYTH: *Nature*, 171 (1953), p. 172
- 15) P. J. E. FORSYTH: *Proc. Internal Conference on Fatigue of Metals*. 10~14 Sept., London (1956), p. 535
- 16) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr.: *Fracture of Structural Materials*, (John Wiley & Sons, Inc.) (1966)
- 17) 横堀: 材料強度学, [岩波全書], (1968), p. 222
- 18) R. H. EDWARDS: *J. Appl. Mech.*, 18 (1951), p. 19
- 19) P. H. FRITH: *JISI (UK)*, 180 (1955), p. 26
- 20) D. BROOKSBANK and K. W. ANDREWS: *ibid*, 206 (1968), p. 595
- 21) D. BROOKSBANK and K. W. ANDREWS: *ibid*, 207 (1969), p. 474
- 22) D. BROOKSBANK: *ibid*, 208 (1970), p. 495
- 23) D. BROOKSBANK and K. W. ANDREWS: *ibid*, 208 (1970), p. 582
- 24) 西岡: 金属材料, 5 (1965) 6, p. 26
- 25) E. OROWAN: *Weld. J. Res. Suppl.*, Mar (1955) p. 157
- 26) M. A. ATKINSON: *JISI*, 195 (1960), p. 64
- 27) 荒木: 鉄鋼材料学 [丸善株式会社] (1970)
- 28) T. MALKIEWICZ and S. RUDNIK: *JISI*, 201 (1963), p. 33
- 29) 内山, 角田: 鉄と鋼, 49 (1963) p. 1468
- 30) 内山, 角田: 鉄と鋼, 51 (1965) p. 1626
- 31) 角田, 内山: 金属材料技術研究所研究報告, 12 (1969), p. 285
- 32) P. J. H. MAUNDER and J. A. CHARLES: *JISI*, 206 (1968), p. 705
- 33) 浜野, 内山: 金属材料技術研究所研究報告, 12 (1969), p. 458
- 34) 三輪, 久田, 伊藤, 佐野: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 26
- 35) 斎藤, 内山, 荒木: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 1329
- 36) 高橋, 鋸屋, 吉田: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1172
- 37) 学振資料, 19 委 8847 [住友金属工業提出] (1968)
- 38) H. SCHENK and H. TAXHET: *Arch. Eisenhüttenw.*, 30 (1959), p. 661
- 39) T. BONISZEWSKI and J. MORETON: *Brit. Weld. J.* 14 (1967), p. 321
- 40) H. C. ROGERS: *Ductility*, ASM (1967), p. 40
- 41) C. E. SIMS and F. B. DAHLE: *Trans. AFS*, 46 (1938), p. 65
- 42) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN, Jr.: *Trans. ASM*, 55 (1961), p. 230
- 43) D. E. AUSTIN and D. D. GOEHLER: *Metal Progress*, Sept., (1963), p. 94
- 44) H. A. VOGEL and F. BRÜNING: *Arch. Eisenhüttenw.*, 35 (1964), p. 115

- 45) 角田, 内山, 荒木: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 298
- 46) 権藤, 佐藤, 日吉, 榊原: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 805
- 47) 門間, 須藤: 鉄鋼材料とその熱処理, [日本金属学会], (1969), p. 71
- 48) 山東, 宮脇, 岩本, 足立: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 586
- 49) 石塚: 鉄と鋼, 44 (1958), p. 397
- 50) 石塚: 鉄と鋼, 45 (1959), p. 309
- 51) 大竹, 権藤, 福田, 有馬: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 1273
- 52) 森永, 佐藤, 井上, 内田: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 800
- 53) 長島: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 802
- 54) 森島: 鉄と鋼, 44 (1958), p. 552
- 55) 美馬, 猪子, 石川: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 1212
- 56) 井上, 真壁: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 2032
- 57) F. RAPATZ and M. STROBICH: JISI, 168 (1951), p. 374
- 58) H. A. VOGEL, W. DAHL, H HENGSTENBERG, and F. BRÜNING: Arch. Eisenhüttenw, 33 (1962), p. 649
- 59) 渡辺: 鉄と鋼, 25 (1961), p. 769
- 60) J. M. HODGE, R. H. FRAZIER, and F. W. BOULGER: Trans. AIME, 215 (1959), p. 745
- 61) 斎藤, 内山: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 942
- 62) L. ROESCH, G. HENRY, and J. PLATEAU: Mém. Sci. Rev. Mét. LXIII (1966) 11, p. 941
- 63) A. J. BIRKLE, R. P. WEI, and G. E. PELLISSIER: Trans. ASM, 59 (1966), p. 981
- 64) M. F. GARWOOD, H. H. ZURBURG, and M. A. ERICKSON: "Interpretation of Tests and Correlation with Service", ASM(1951), p. 12
- 65) イワノワ (横堀監訳) "金属の疲労破壊" [丸善] (1970)
- 66) 平, 田中: 材料, 18 (1969), p. 620
- 67) N. E. FROST, and D. S. DUGDALE: J. Mech. Phys. Solids, 6 (1958), p. 92
- 68) 角田, 内山, 荒木: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 335
- 69) H. N. CUMMINGS, F. B. STULEN, and W. C. SCHULTE: Trans. ASM, 49 (1957), p. 482
- 70) R. F. JOHNSON and J. F. SEWELL: JISI, 195 (1960) Dec, p. 414
- 71) K. W. ANDREWS: Iron Steel, JISI, Special Issue (1970), p. 89
- 72) C. M. LYNE and A. KASAK: Trans. ASM, 61 (1968), p. 10
- 73) K. SUGINO, K. MIYAMOTO, M. NAGUMO, and K. AOKI: Trans. ISIJ, 10 (1970), p. 98
- 74) 結城, 梶川, 山口: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 747
- 75) J. D. MURRAY and R. F. JOHNSON: "Clean Steel", ISI. Spe. Rep. 77 (1963), p. 110
- 76) 横堀, 栗林, 川岸, 竹内: 日本金属学会誌, 35 (1971), p. 70
- 77) A. B. JONES: Steel, 119 (1946), p. 99
- 78) 角田, 内山, 荒木: 金属材料技術研究所研究報告, 12 (1969), p. 149
- 79) 荒木, 佐川, 石: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1737
- 80) 伊藤: 金属材料, 10 (1970), p. 26
- 81) 小柳: 金属材料, 10 (1970), p. 17
- 82) 荒木: 金属材料, 10 (1970), p. 4
- 83) 荒木, 山本: 金属材料技術研究所研究報告, 14 (1971), p. 26
- 84) 渡辺: 日本金属学会会報, 1 (1962), p. 129
- 85) 学振資料 19 委 7841 および 7945 (神戸製鋼提出) (1965)
- 86) 金属材料, (日刊工業) 5 (1965) 6, p. 12~58