

Fig. 3. Relation between carbon content and permeability.

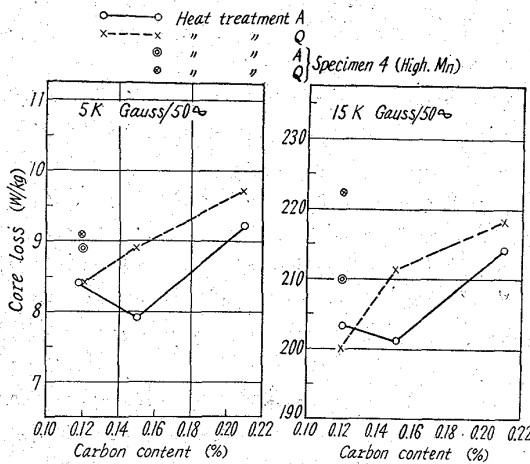


Fig. 4. Relation between carbon content and core loss.

量の低い場合にのみ逆の結果が示され、これらの磁氣的性質に対しては化学成分とともに熱処理条件も敏感に影響をおよぼすことが明らかにされた。

さらに鉄損の測定条件として周波数を変えた場合、50 \sim 60 \sim の鉄損値の比率は0.71 \sim 0.76であつた。

IV. 結 言

单相誘導電動機用、高導磁率、低鉄損ローター材として、1.5%Si鋼のC量を0.12 \sim 0.21%の範囲で強度上昇に対していちじるしい効果を有する反面導磁率の低下、鉄損の上昇に対していちじるしい影響を有する。Mnは0.50 \sim 0.70%の範囲では強度上昇にたいして効

1) 化学成分については、Cは0.12 \sim 0.21%の範囲で強度上昇に対していちじるしい効果を有する反面導磁率の低下、鉄損の上昇に対していちじるしい影響を有する。

Mnは0.50 \sim 0.70%の範囲では強度上昇にたいして効

果がないのに反して、磁氣的性質にはかなり悪い影響を与える。

2) 熱処理条件については、この種低炭素 Si 鋼は質量効果が大きく、焼入条件によつて機械的性質がかなり変化する。

また、焼入条件と磁氣的性質との関係は、C量の低い場合には両者間にほとんど関係がないが、C量が高くなると焼入冷却速度の小さいほど磁氣的性質を改善する傾向が認められる。

159.14.29.539.56
: 539.42 No. 62/37

(142) 脆性キ裂の不連続性について

(軟鋼の低温脆性に関する研究—VI)

富士製鉄広畑製鉄所研究所

5.589-585 中西昭一
Discontinuous Behavior of Brittle Fracture.

(Study of the cold brittleness of plain carbon mild steel—VI)

Shoichi NAKANISHI.

I. 結 言

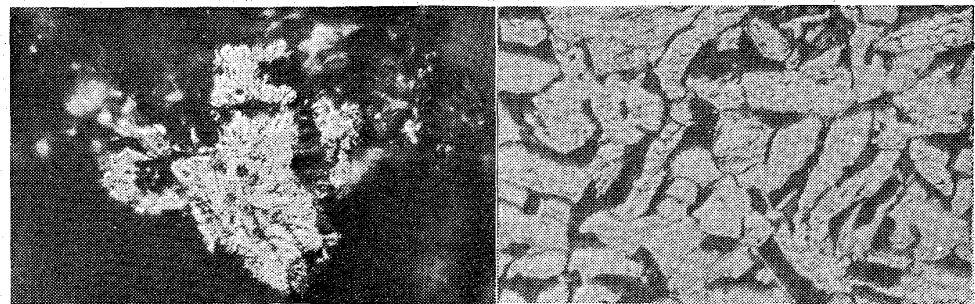
軟鋼の低温における脆性キ裂が連続的に伝播しないことは、すでに TIPPER¹⁾が引張破断面の横断面を観測して、その結果より推論している。それによると、脆性キ裂は内部キ裂の発生、成長、およびそれらの成長した内部キ裂の合体により、急速な破壊が起るとしている。

このような不連続破断現象において、結晶粒度、組織が内部キ裂の発生、成長、および合体にどのように影響をするかについて、顕微鏡にて直接破面を観察し、脆性キ裂の不連続性におよぼす組織上の因子について考察を加えた。

II. 試験方法ならびに結果と考察

すでに報告²⁾せるセミ・キルド鋼のシャルピー衝撃破面、およびテーパー引張破面を試料として用い、破断面を特殊な保持具で保持し、顕微鏡にて破面を観察した。

脆性破面の様相について述べると、脆性破断粒は Photo. 1に見られるようにフェライト粒の大きさと同程度で、これが数粒集つて、1つの群を形成し、大体1つの平面上で破断している。しかし1つの群の中の個々の破断粒はおたがいに少しずつ破断面の方向はことなつている。また群とつぎの群の間には数10 μ の高低差がある。すなわち結晶粒が小さいほど、粒界とか群と群の間

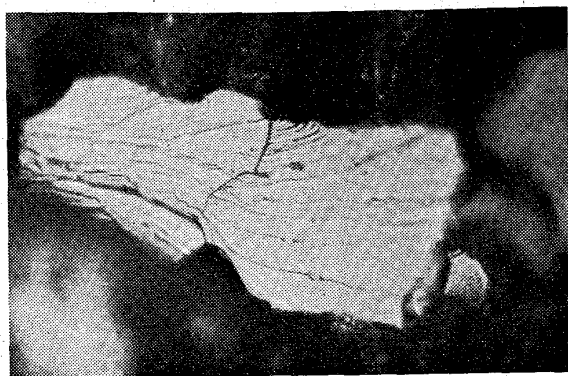


Fracture surface

Microstructure

$\times 320$ (2/3)

Photo. 1. Brittle fracture group.



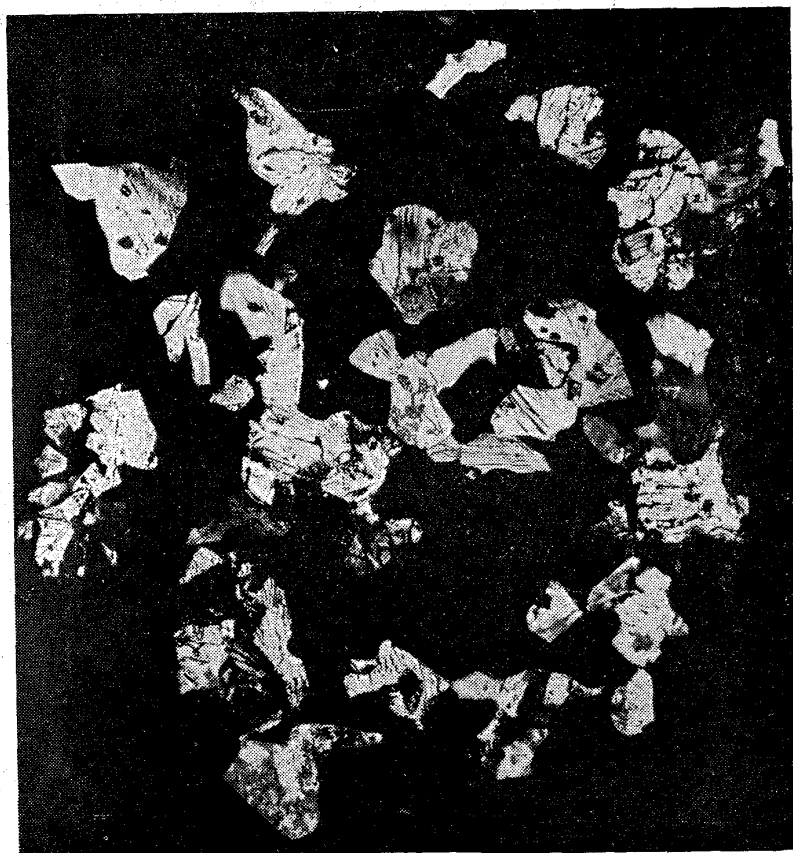
×320 (4/5)

Photo. 2. "Rivers" pattern.

における脆性破断方向の変換回数が多いことになり、破断進行中のエネルギー吸収が増大することになる。したがって、粒の微細化は必然的にキ裂伝播に必要なエネルギーを増大せしめ、鋼を脆化しにくくすることになる。

粒界については電子顕微鏡で見られるような "Rivers" が顕微鏡でも観察された (Photo. 2)。すなわち、結晶粒界においては、"Rivers" の生成に必要な塑性変形が起つていることは明らかで、結晶粒界が多い微細結晶組織の鋼ほど、脆性キ裂進行中の粒界における塑性変形が多くなり、したがってエネルギー吸収も大となる。換言すれば脆化しにくくなる。

つぎにキ裂伝播中の様相を調査するために、シャルピー衝撃破面について、ノッチ直下から衝撃側まで連続的



×230(2/3)

Photo. 3. Mode in the vicinity of the starting point of internal crack.

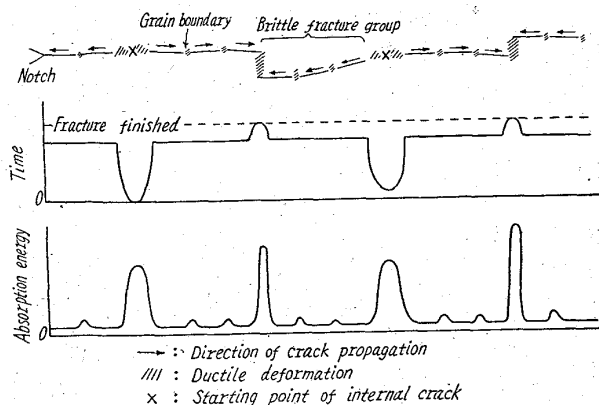


Fig. 1. Scheme of brittle fracture.

に顕微鏡にし観察した。

2mm V ノッチの場合、ノッチ直下の粒は内部から、ノッチの方向に破断を起しており、一番最初のキ裂は、ノッチの底から約 0.05~0.1mm 内部に発生している。その後、930°C、1h 加熱後冷却した試料では、1~2mm 位の間隔で、空冷して組粒化せした試料では、初めは 0.1mm 位、キ裂の後期には 1mm 以上の間隔で、内部キ裂の発生点が深さ方向に分布している。かつ内部キ裂の発生点と考えられる所には脆性破断粒は見当らず、その近傍は延性破断をしている。脆性キ裂の発生には、ある程度の塑性変形が必要であることは明らかであり、切欠のために 3 軸応力の一番高い所が塑性変形を起し、それが阻止されることにより、初期キ裂が発生するものと思われる。

Photo. 3 に内部キ裂発生部近傍の一例を示すが、シャルピー衝撃破面では塑性変形部に内部キ裂が発生し、その後、脆性キ裂はこの部分を中心にして渦巻状に拡がってゆくの観察された。

つぎの内部キ裂が発達して、たがいに合致し、1つの破断面を形成する過程について述べると、初期内部キ裂が全て同一平面上に発生することは、まず不可能と考えられるので、当然群と群が合体する時はそこに段がつくことになる。GILMAN⁸⁾ は同一面上にない2つの劈開面が合体する時には、そこに塑性変形が起ることを提案している。今回の観察結果でも群と群の合体部には、塑性変形部分が観察された。

以上観察された脆性キ裂の発生、ならびに伝播の様相を図式化すると、Fig. 1 のようである。

III. 結 言

セミ・キルド鋼の脆性破面を顕微鏡にて観察し、脆性破断はつぎの各過程から成り立っていることを明らかにした。

- 1) 切欠部にかかる集中応力のため、切欠部の少し内部 (3 軸応力のかかる点) にスベリが起り、それが阻止されることにより、初期のキ裂が発生する。

2) 初期キ裂が成長するとともに、そのキ裂の切欠効果により、その前に、つぎの内部キ裂が生成する。このようにして試料全面にわたって、塑性変形部を伴った多くの内部キ裂が生成する。

3) この内部キ裂が成長する。この場合、各種粒界にて、劈開面の方向の違いによる脆性破断面の方向変更のために抵抗をうける、このようにして、一つの劈開群が生成する。

4) 成長した劈開群と劈開群が一体化し破断を完了する。

以上のことより脆性破断は不連続破断であり、かつそのために破断中のエネルギー吸収は大部分、不連続性にもとづく延性破断部分によることがわかる。結晶粒の微細化はこのような延性破断部を多く発生せしめ、鋼のじん性を増大せしめると考えられる。

文 献

- 1) C. F. TIPPER: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 185 (1957), p. 4.
- 2) 中西昭一: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 147.
- 3) J. J. GILMAN, J. Appl. Phys., 27 (1956), p. 1262.

620.178.722-5118539.4.011.2
 : 669.111.3 No.62/43

(143) 鋼の低温衝撃引張性質におよぼす炭化物分布の影響

(高速衝撃引張試験機による鉄鋼材料の引張特性の測定—V)

東京工業大学

工博 作井 誠太・中村 正久
 ○大森 正信

Influence of Carbide Distribution on Impact Tensile Properties of a Carbon Steel at Low Temperature.

(Measurement of tensile properties of steels with a high speed impact testing machine—V)

Dr. Seita SAKUI, Tadahisa NAKAMURA and Masanobu OHMORI.

I. 緒 言

鋼の引張諸性質、すなわち降伏点、抗張力、伸び率、断面収縮率などの諸量は鋼中の炭化物の分布状態によつて大巾に変化することが知られている。炭化物が層状セメントタイト、種々なる程度の球状化セメントタイトの形で鋼中に分布する場合、引張諸性質の変形速度依存性ならびに温度依存性(温度を低下させた場合)を調べることが本実験のおもなる目的である。

II. 実験方法

試料は 0.4% C の炭素鋼で 850°C に 1 h 保持したのち水焼入さらにそれを 600°C, 700°C の温度におおの 30mn, 2 h, 10 h 焼戻したのち水冷したものである。これから Fig. 1 に示すとき形状の試験片を作

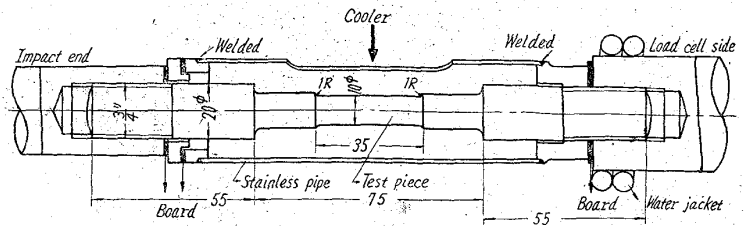


Fig. 1. Cooling of the test piece.

Table 1. Heat treatment of specimens.

No. of specimens	Quenched temp.	Tempered temp.	Tempering time.
1	800°C	600°C	30mn
2			2 h
3			10 h
4	800°C	700°C	30mn
5			2 h
6			10 h

成した: Table 1 には各試験片の各種熱処理条件を示す。

試験温度は常温(約 20°C)から液体窒素温度(-195°C)の範囲内の数点を選び試験片の冷却は Fig. 1 に示すときステンレス鋼パイプで試験片を包みパイプの上方の孔から冷却剤を入れて試験片全体をそれで浸るようにした。所定の温度に 10 mn 間保持したのち試験を行なった。予備試験によれば試験片標点間の軸方向および半径方向の温度分布はきわめて良好であつた。

試験は上記の温度で静的引張試験、ならびに衝撃速度

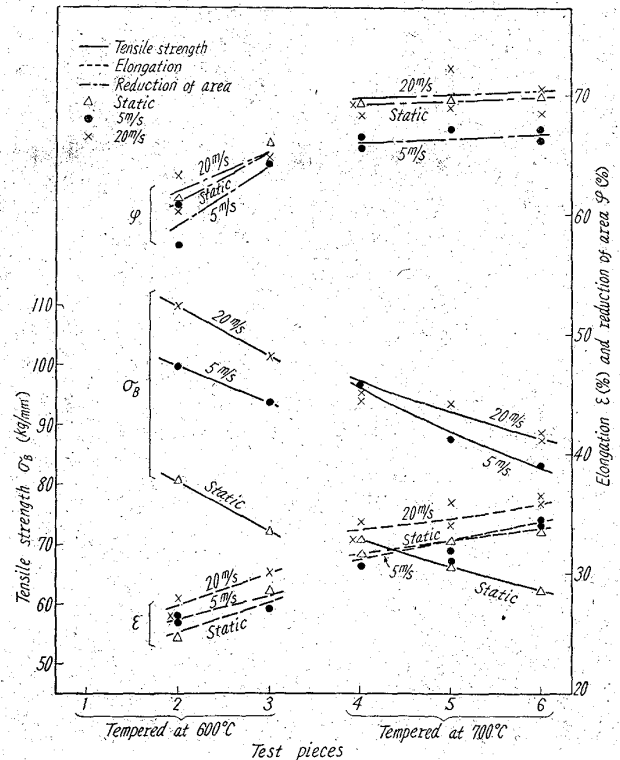


Fig. 2. Effect of impact velocity on the tensile properties at room temperature.