

鋼材の靱性と脆性

徳島大学助教授 堀 茂 徳

1. はしがき

一般に金属は温度が高くなるとその強靱性が落ちるものであるが、このような温度と共に単調な変化を示すほかにいろいろ靱さの低くなる状態、あるいは時としてほとんど塑性変形なしに破壊してしまう脆性が存在する。ここで脆性とは一応破壊までになしうる仕事の比較的少ない状態ということに用いると、強靱と云われている鋼材にもいろいろ脆性が存在することになる。この問題を理解しておくことは鋼材の製造および使用に当って大事なことである。ここでは主として普通鋼材につき比較的高い温度域に存在する脆性と一般に低温であらわれる靱性から脆性破壊への遷移についてその現象と機構の概略を述べる。

2. 高温における靱性と脆性

2.1 青熱脆性

鋼材の高温度における引張性質などはよく調べられているが、いま1例として焼ならした 0.37% C 鋼の高温短期時間試験結果を 図 1 に示した。この図で諸性質の温度依存性をみると比例限、弾性限などは一応温度とともに次第に変化しているが、ただある温度で引張り強さ

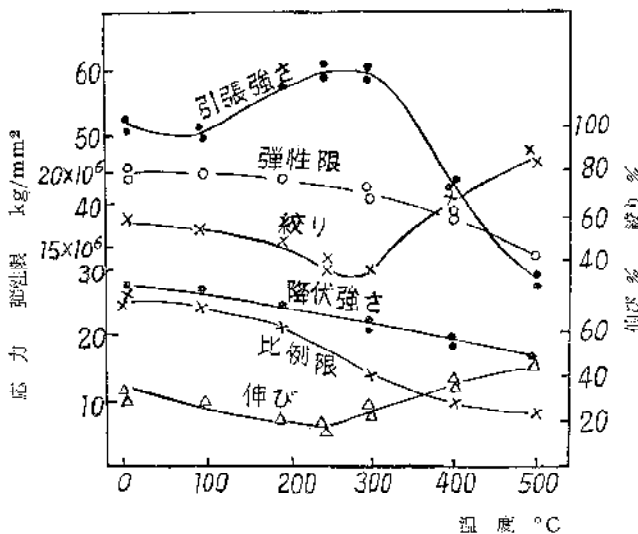


図 1 0.37% C 鋼の温度と機械的性質との関係

*徳島市新白町2丁目

が上り、伸びおよび絞りが下るといように温度の変化に単調には対応していないところがある。この温度は通常の引張試験では 250°C ~ 300°C 附近に現われるもので、これを青熱脆性と呼んでいる。負荷速度が高くなると青熱脆性は高温側に移る。この脆性は多くの鋼にだいたい似た傾向として現われ焼入焼戻の熱処理した鋼でも 5%程度 Ni を含むものでも同様に現われる。青熱脆性の機構²⁾は 250°C 附近では α 鉄中に溶け込んでいる炭素の拡散速度が大きいのでこれが転位の運動に追いついてゆき、また一度転位が応力の作用でこのくぎづけからはなされても、すぐにあとから追いつき結局転位と不完全な溶質原子の雰囲気と一緒に動いてくることになり、これが転位に対して粘性抵抗として作用することになる。引張試験温度がより高くなると炭素の拡散速度が更に大となり、転位の運動に対するこの種の粘性抵抗は小さくなり加工硬化は減少する。衝撃試験では 550°C 附近に青熱脆性があらわれる。

2.2 赤熱脆性

不純物として S が多く含まれると FeS が粒界に晶出し、または Fe と FeS の共晶をつくることにより融点の下るので高温での鍛造が不能になることがある。これを防ぐため Mn を添加して融点の高い MnS をつくり S の害を少なくすることが出来る。この他不純物としての Cu や Sn などにより脆性が現われることがあるがここではこれ以上触れない。

2.3 500°F 脆性

焼入鋼を 250°C 附近で焼戻しすると靱性が著しく減る。これは低温焼戻脆性あるいは 500°F 脆性として知られている。図 2 は 0.19% C, 0.80% Mn, 1.10% Cr の Cr-Mn 肌焼鋼とそれに Al, Ti, B を添加した場合の焼戻温度による衝撃値の変化³⁾の 1 例を示したものである。500°F 脆性は普通の構造用鋼にもまた C の低い鋼にもおこり、炭素量については 0.8% C 鋼で最も著しい。また Mn 鋼はいずれの鋼種におけるよりも 500°F 脆性が著しく、Mo を含む鋼材はこの脆性が少なくなる⁴⁾。その他 Al, Ti, B などの添加がこの脆性を改善するといわれる^{3,5)}。500°F 脆性の機構としては古くより種々の考え方^{3,6,7,8)}が出されているが、近年一応つぎのように考えられるようになった。焼入鋼の焼戻におい

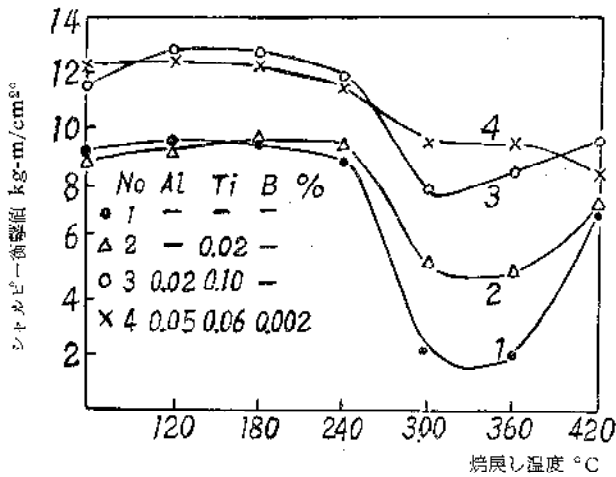


図 2 Cr-Mn 肌焼鋼の焼戻温度と衝撃値との関係

てマルテンサイトから炭化物が析出するに当たり、この炭化物が δ から Fe_3C ... の転移を行なう。この Fe_3C ははじめ二次えの薄片として生じこれが脆化の原因と考えられる。したがって 500° F 脆性には焼入組織がマルテンサイトであることが前提となる。

2.4 焼戻脆性

強靱鋼はいずれも焼入焼戻の熱処理を施して用いられるがこの焼戻するとき急冷する（通常約 2/分以下）と急冷したものに比べて衝撃値が甚だしく低く現われる。図 3 によれば焼戻後水冷すると 500~550° C に僅かに低い値を示すが、急冷したものでは 600~700° C 前

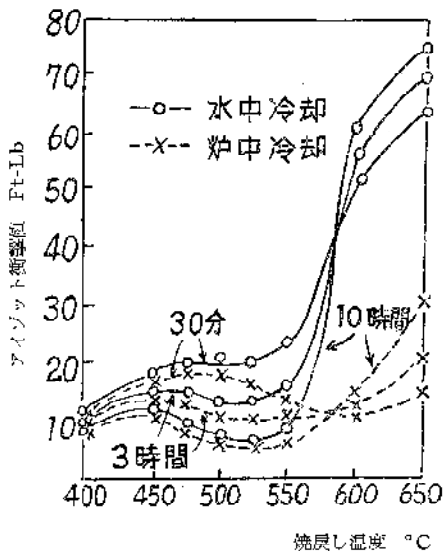


図 3 Ni-Cr 鋼の焼戻しによる衝撃値の変化

者に比べて著しい脆性を示している¹⁰⁾。通常焼戻後急冷試料で 550° C 附近に現われる脆性と急冷したものに特徴的に現われる現象とがあるが、實際上重視されるのは後者の現象であって、これには Mo の添加が防止法として有効であるとされている。靱性試料を 550° 前後に再加熱した試料においても脆性が存在する。古くは焼戻脆性の

試験は凡て常温衝撃値の比較をしていたがその後これでは不十分で、急冷、除冷試料では遷移温度が異なることが十数年前に指摘された¹¹⁾。以後この焼戻脆性の評価には遷移温度の変化という点からなされるようになった。

（遷移現象に関しては次節で述べる）。焼戻脆性は Ni-Cr 鋼、Cr 鋼、Mn 鋼などにおいて著しいといわれているが、この脆性におよぼす合金元素の影響については種々の研究¹²⁾¹³⁾があるが必ずしも一致していない。最近 Steven¹⁴⁾が行った高純鉄に各種元素を添加して研究した結果によると P, Sb, As, Mn, Si などは少量でも脆化を助長し、Bi, Cu, Zr, Ca, N₂ などは無害であるという。この脆性の原因は現在まだ推測の域を出なくてある種の溶質原子の結晶粒界への偏析によるとされているようである。

2.5 純鉄における靱性

鋼材にあらわれる高温脆性は上述のように溶質原子の存在に基因しているが、いったい純鉄の靱性はどのようなであろうか。純鉄では温度が高いほど、純度が高いほど靱性はます。図 4 は 3 種の純鉄について高温靱性をよく表わすといわれる振り試験による結果¹⁵⁾を示した。図で

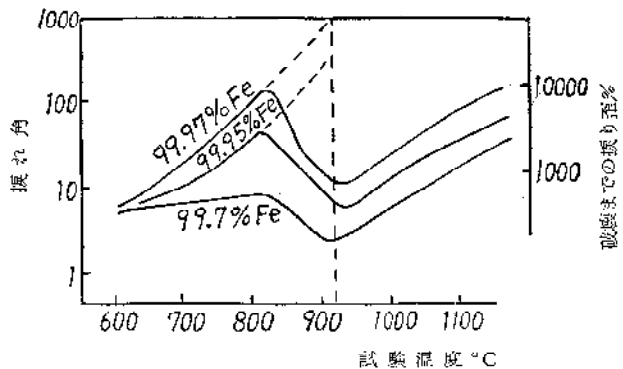


図 4 3 種の純鉄の高における靱性至速度は 47% 一定

は α および γ 鉄とも温度とともに振れ角は増すが、変態点附近の α 側で脆化している。そして興味あることは 600°~800° C のデータを延長して比較すると α 相の方が γ よりも靱性が高いということである。 α 相は体心立方格子で格子機構が 48ヶあって面心立方格子の γ が 12ヶしかないのに比べて変形し易いことも一因であるが、自己拡散速度について α 相の方が γ の約 400 倍であることが大きく影響しているという。拡散速度が大であることは転位の昇降運動により累積転位の応力軽減が期待されるからである。高純試料の方が靱性が高いのは S のような不純物が粒界に影響しよう。また 900° C における脆化は α 相の結晶粒界に γ が生ずることによると Robbins ら¹⁵⁾は考えている。いずれにしても純鉄では α の靱性がかなり高いことが知られ、従ってこの高温加工では γ 域よりもむしろ 600~800° C の α 域で行う方が

能率的であるといわれる。

3. 低温脆性

3.1 まえおき

前節で述べて来た鋼材の高温域における脆性に対して低温脆性は破壊の進行が非常に速いのが特徴で、従って構造物にこれがおこるとその被害は往々にして非常に大となる。しかもこの脆性はこれがおこる温度以下では再び靱性の回復することがない。そもそも低温脆性が特に問題となったのは第2次大戦を模機としてであって戦時中全溶接船の建造と関係がある¹⁰⁾。すなわちよく知られているように全溶接輸送船タンカーに1942年頃から船体が二つに分離するというような大事故があった。しかもこれらの重要な脆性破壊の10%までがドック附近が静かな海面において起ったことは注目された。以後大がかりな組織的研究がはじまり、急速にこの方面の成果が積み重ねられて来た。これらの事故の多くは低温域でしかも工作上鋭い切欠のある溶接上の欠陥から発生し易いことが判った。もっとも同様な原因による橋、圧力容易、輸送管などの陸上鋼構造物における破壊もこれ以前にあったことが報告されている。

低温で著しく脆くなるという性質は鋼材に限られない。この現象は結晶型に関係し鋼の他に W, Mo, Cr などの体心立方格子金属あるいは Zn, Cd, Mg, Be などの面心立方格子金属についても同様な現象のあることが知られている。そのほか金属間化合物や金属炭化物、窒化物、珪化物、硼化物にも類似の傾向がある。しかし二三の問題¹⁷⁾¹⁸⁾¹⁹⁾はあるが Al, Cu などの面心立方晶の金属では通常はおこらないとされている。

3.2 靱性—脆性遷移現象

(1) 温度の影響

SAE 1020 鋼について低温域で引張試験した結果²⁰⁾は図5に示したように、温度が下ると降伏応力および破壊

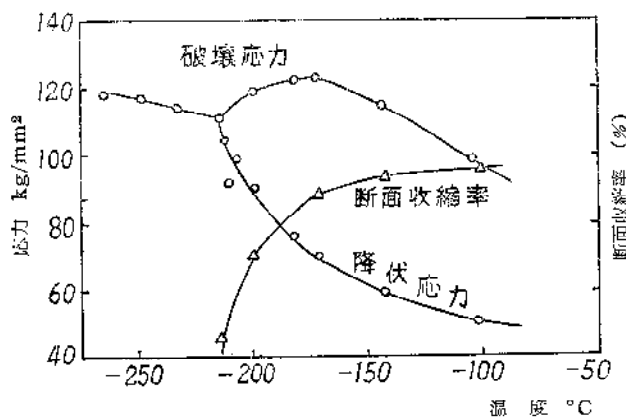


図5 SAE 1020 鋼の破壊応力、降伏応力および断面収縮率と温度との関係

応力は急激に増加し、ある温度になると破壊応力が低下するようになり遂に降伏応力で破壊するようになる。この遷移温度以下では試験片の断面収縮率はほとんど現われない。このように鋼材の低温での引張性質はよく調べられて来たが最近の研究²¹⁾²²⁾によれば試験温度による破壊特性は単純ではなく、いくつかの温度領域によって段階があることが認められた。すなわち図6に1例を示すように室温付近ではいわゆる Cup and Cone 型破壊を示し、B 領域までは局部収縮が明らかに認められる。

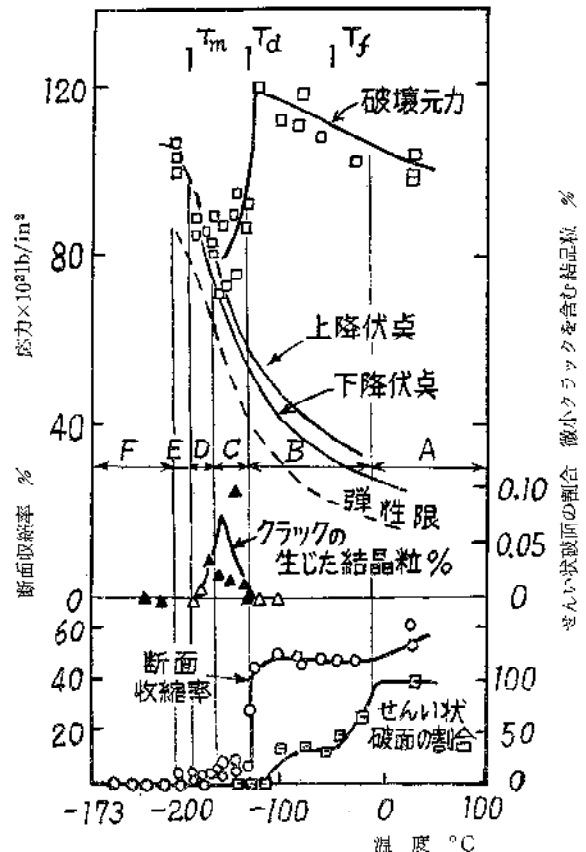


図6 0.22% C 鋼の降伏応力、破壊応力、破面外観、微小クラックの温度による変化、結晶粒直径 0.106mm

Td の温度以下では断面収縮率が急減し破壊は剪断型から劈開型に移る。Td は延性遷移温度と呼ばれる。そしてC領域で破壊前に結晶粉程度の大きさのクラックが存在するという。Dの領域では破壊応力と降伏応力とはほとんど等しい。しかし降伏は破壊する前に観察され、下降伏点で破壊がおこっている。E領域になると荷重が一時的に低下するという降伏の特性があらわれずに上降伏点あたりで破壊がおこる。F領域では破壊は上降伏点および下降伏点の外そう値以下の応力で急激におこる。もちろん材料の種類や試験の条件のちがいでこのような温度特性曲線は異なり、各領域の広がりも変り、またはある領域は全然かくれてしまうこともある。

(2) 応力条件の影響

図5および図6でみられたように引張試験を行うときは遷移温度はかなり低温に現われるが、曲げ試験では温度の高い方へ移る。図7に再試験法による比較を示した。またこれらの試験において負荷速度を早くすると更に高温側に移り、それも鋭い切欠をもつ場合に著しい(図8)すなわち鋭い切欠をもつ衝撃曲げ試験では安全側の設計資料が得られ、かつ試験も簡便で容易に行わ

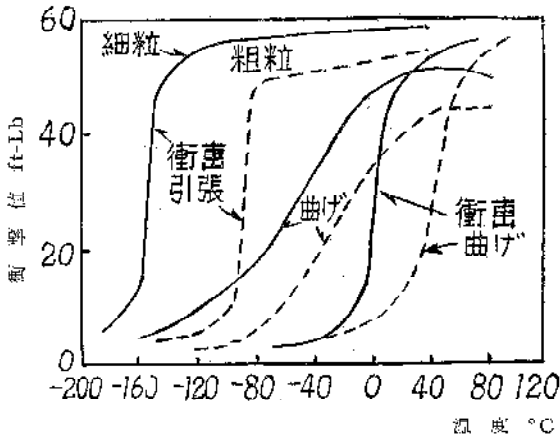


図7 衝撃値と温度との関係

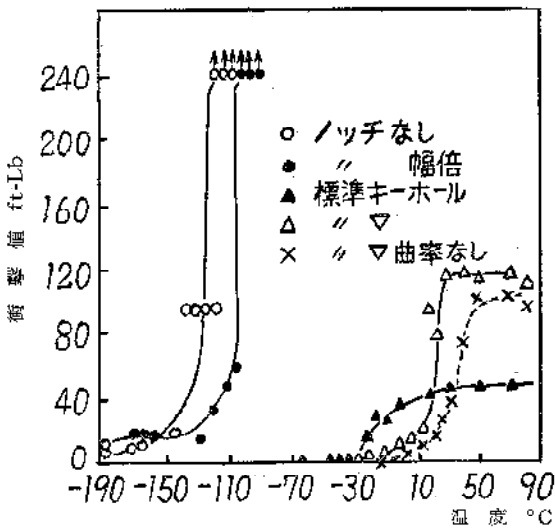


図8 衝撃曲げ試験における試験片形状の影響

れるので実用上遷移温度を比較する場合など Charpy 試験がとられることが多い。

以上述べたように遷移温度は試験片の形や大きさ、応力のかげ方などによって変るがその主な傾向²³⁾は

1. 試験片について相似の法則が成立しなく、試験片の寸法が大きいほど遷移温度は高く出る。
2. 切欠試験片では切欠の鋭いほど遷移温度は高くなる。
3. 1軸応力よりも2軸あるいは多軸応力が働くと遷移温度が上る。

引張試験では脆性破壊した試料の断面収縮率は極めて

低い。引張試験においては破壊までの塑性歪は比較的大²⁴⁾²⁵⁾で剪断型から劈開破壊への遷移で塑性歪の大きな変化はあらわれないことが認められている²⁴⁾。また横堀²⁶⁾は鋼材の脆性破壊の応力条件は最大引張応力一定条件にも最大剪断応力一定条件にも Missess による条件のいずれにも従がわないことを引張および振り試験についての結果から述べている。

(3) 歪速度の影響

鉄鋼の降伏および破壊強きは歪速度(または応力速

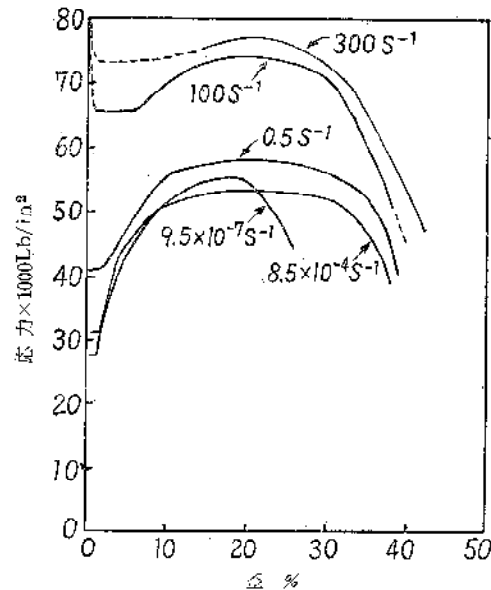


図9 常温における軟鋼の応力-歪曲線におよぼす歪速度の影響

度)に敏感で歪速度が高くなると高くなる²⁷⁾²⁸⁾。図9はその1例²⁹⁾を示す。図10に液体窒素温度および常温での振り強さに対する歪速度の影響²⁷⁾を示した。試験温度が更に高温になると歪時効あるいは変形中の回復、再結晶などの影響のために歪速度に対して単調な関係にあらわれないのはもちろんである。またこれらの試験において変形速度が極端に早くなり、しかも破壊までの塑性変形

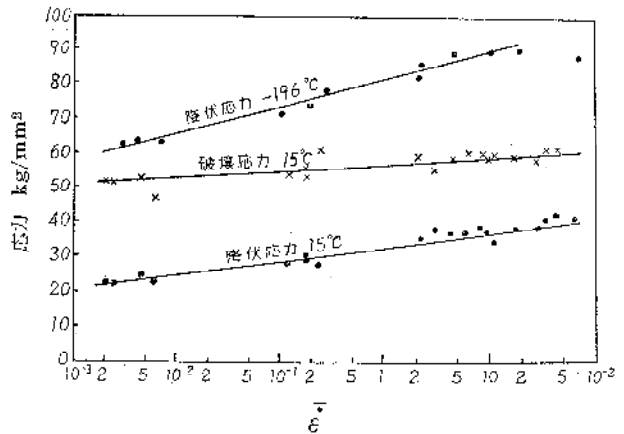


図10 0.16% C 鋼の振り降伏応力および破壊応力におよぼす歪速度の影響

の大きな場合には変形中に変形仕事に起因する発熱による試験片の温度上昇が入り易いから破壊強さの温度依存性も入ってくるのが考えられる故この点留意する必要がある。降伏点の問題は鋼材の脆性破壊に密接な関聯をもつと考えられる。

遷移温度に対しては負荷速度が高くなると高くなる、引速度と遷移温度 T_c との関係は Wittman²⁹⁾ によれば次式で表わされる。

$$1/T_c = -(k/U) \log \dot{\epsilon} + C \quad (I)$$

ここで $\dot{\epsilon}$ は引速度、 k はボルツマン常数・ C は常数・ U

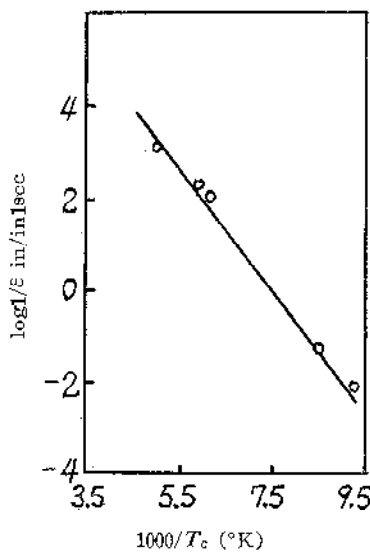
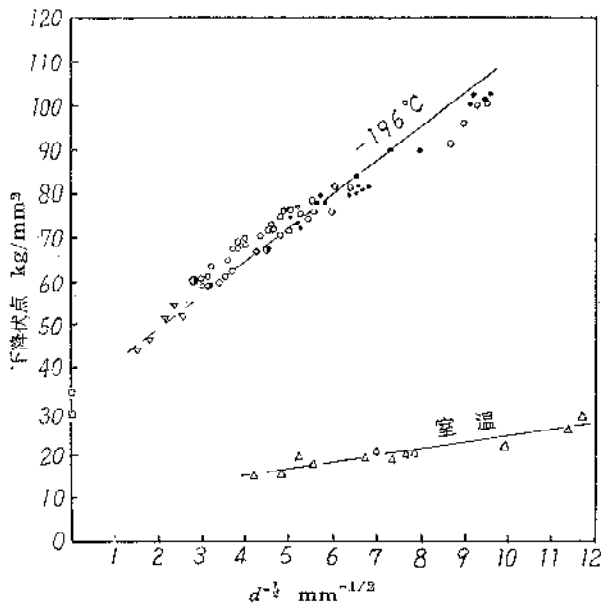


図11 0.25% C 鋼の引速度と遷移温度との関係



- 0.155% C 鋼
- インゴット鉄 (0.036% C)
- 0.07% C 鋼
- ▽ 0.03% C 鉄
- △ アームコ鉄 (0.02% C) シーメンスマルテン鋼 (0.06% C) およびベッセマ鋼 (0.045% C)

図12 鉄および軟鋼の下降伏応力と結晶粒度との関係

は活性化エネルギーで図11は彼らによる実験結果である。同様な結果は MacGregor³⁰⁾ によっても得られており、また1020鋼で引張速度を100倍にすると約50°Fだけ T_c が上り、速度がませばますほど遷移温度範囲の巾が狭くなるといわれる³¹⁾。

(4) 冶金的因子の影響

鋼材の降伏応力あるいは破壊応力は結晶粉が細かくなると高くなることは従来よく知られているが、最近フェライト粉の大きさと強さとの関係が詳しく研究された。図12は降伏応力とフェライト粒の直径 d に対してこれらの報告³²⁾³³⁾³⁴⁾についてプロットした。結果は炭素量の高くない鉄鋼の範囲内で $d^{-1/2}$ に対して降伏応力は直線関係にあることを示している。すなわち降伏応力 σ_y は

$$\sigma_y = \sigma_1 + K_y d^{-1/2} \quad (2)$$

を満足する。Low³⁵⁾は液体窒素の温度で引張破壊応力(脆性破壊)と圧縮降伏応力の $d^{-1/2}$ に対する関係はともに同じ直線上に乗ることを見出し、また0.07% C 鋼での実験³⁶⁾によると液体窒素温度では $d^{-1/2} = 3 \sim 4$ 以上になると脆性破壊し、それ以上細かくなると靱性様式で破壊した。図13はこれを示す。すなわち結晶粒度が粗くなると鋼材は脆性破壊し易くなる。なお(2)式は理論的に導かれるもの³⁰⁾と一致する。

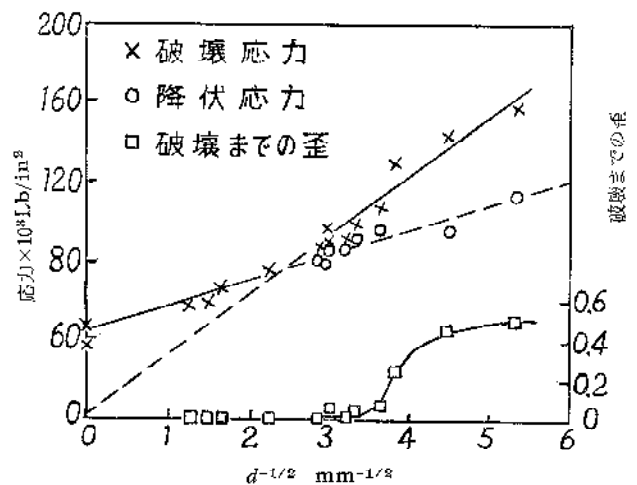
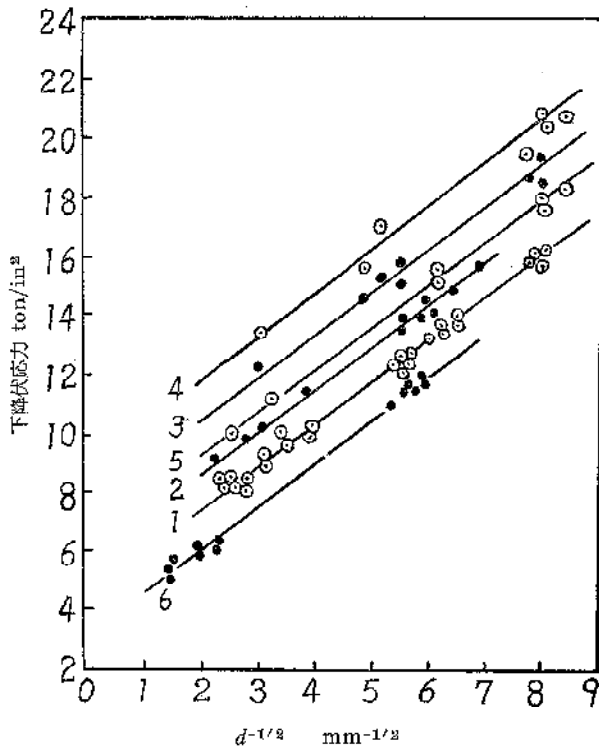


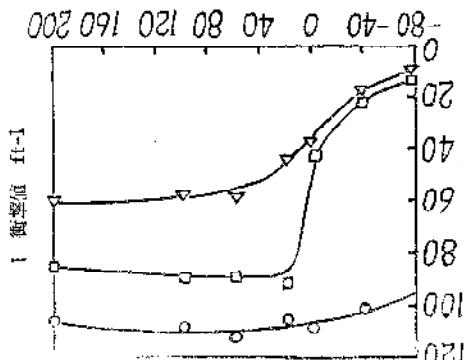
図13 0.07% C 鋼の-196°Cにおける降伏および破壊応力および破壊までの歪に対する結晶粒度の影響 $d^{-1/2} = 0$ の点は単結晶の劈開応力

つぎに0.115% C 鋼に種々な熱処理を行ったものについても同じく $d^{-1/2}$ に対して同様な関係が成立することが判った³⁷⁾。図14から熱処理を異にしても K_y の値はかわらず σ_1 が大きく変化する。そして窒素が入ると σ_1 が大となる。また焼戻した鋼材については図15に1例を示すように、抗張力をだいたい 87.5 kg/mm² に等しくなるように熱処理した鋼材の衝撃性質は焼戻しパーライト鋼、焼戻しベイナイト鋼、焼戻しマルテンサイト鋼の順に良好となり遷移温度も低くなる³⁸⁾。パーライト



- (1) 焼鈍軟鋼 (0.115% C 0.0085% N₂)
- (2) (1)に窒素添加したもの
- (3) (1)を 650°C から焼入
- (4) (1)を焼入後 150°C で1時間時効
- (5) (1)を焼入後 200°C で100時間時効
- (6) 焼鈍スウェーデン鉄 (0.02% C 0.003% N₂)

図14 鉄および軟鋼の降伏応力におよぼす結晶粒度の影響



- 焼戻しマルテンサイト組織
- 焼戻しマルテンサイト組織+焼戻しベイナイト組織
- △ 焼戻しマルテンサイト組織+焼戻しパーライト組織

図15 軟鋼の衝撃値におよぼす組織の影響

について云えば層状よりも球状パーライト組織の方が低い。また Low⁸⁹⁾による詳しい電子顕微鏡的研究によればパーライトおよび上部ベイナイトは下部ベイナイトおよびマルテンサイト組織の鋼材よりも遷移温度が高い。要するに筒々の粒による方位のちがいが劈開割れの伝播を阻止するから、劈開割れの方向を変化さず筒々の粒が小さいほど脆性をおこし難いことになる。

炭素量については前述した通りCの低い範囲では降伏

応力はC従ってパーライトの存在量によるよりもフェライト結晶粒の大きさにより依存するが、遷移温度は一般にCが増すと高温側にづれ、かつ遷移領域が広がる。なお帯溶融法により精製した高純鉄では 4.2°K の低温になっても 90% の断面収縮率を有するという報告⁴⁰⁾がある。また Basinski らの実験⁴¹⁾では真空溶解した 0.0027% C で 2000粒/mm² の細粒鋼では同じく 4.2K で靱性を示した。図16はC 0.3%, Mn 1.00%, Si 0.3% の鋼材に添加した合金元素の量による charpy 試験遷移温度の変化を示したものである⁴²⁾。この結果から Mn, Ni は遷移温度を下げ、C, P, Si, Mo は遷移温度を上げる元素であることがわかる。また軟鋼の Mn/C の値が高いほど遷移温度が著しく下ることが認められた⁴³⁾。そこで船用鋼板に対して Mn/C の値の高い成分が規定されている。またキルド鋼の方がリムド鋼よりも遷移温度が低く、セミキルド鋼は両者の中位である。

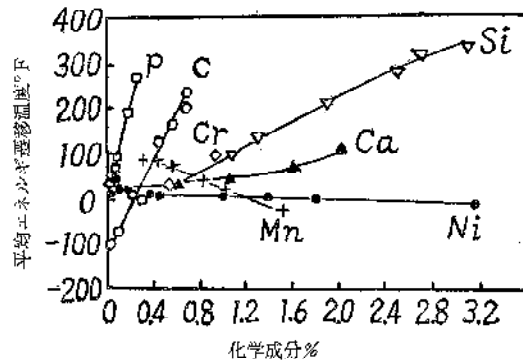


図16 軟鋼の遷移温度におよぼす添加元素の影響

(5) 脆性破壊の顕微鏡組織的観察

低温における脆性破壊は顕微鏡的には結晶粒を横切って走り、結晶学的には劈開面でおこる。鋼材の場合には劈開面は {100} 面である。このことはエッチピットにより確かめることが出来る。脆性破断面をみるとほとんど迂り変形はみられないのが通例であるが、X線その他で調べると劈開破断においてもやはり必ず塑性変形を伴っている⁴⁴⁾⁴⁵⁾。すなわち脆性破壊においても塑性変形が先行しているのが特徴である。前述したように振り変形の場合には劈開破壊までの塑性変形はかなり大きい。脆性破壊した破面をみると単結晶試料についてさえも一つの様な平面でなくて河状の模様が見られる。写真1はその1例でこれは平行した二つのクラックが連なっているわけで劈開面のステップである。こんな河状模様からクラックの起点と進行した方向を知ることが出来る。すなわちクラックの芽から扇形にクラックが進むことが写真からわかり、かつこのクラックは結晶粒界から発生している。そして一つの結晶粒を横切ってつぎの結晶粒に順に伝わってゆく。脆性破面ではまた双晶が認められることが多い。この変形双晶は試験温度が低くなるほど、結

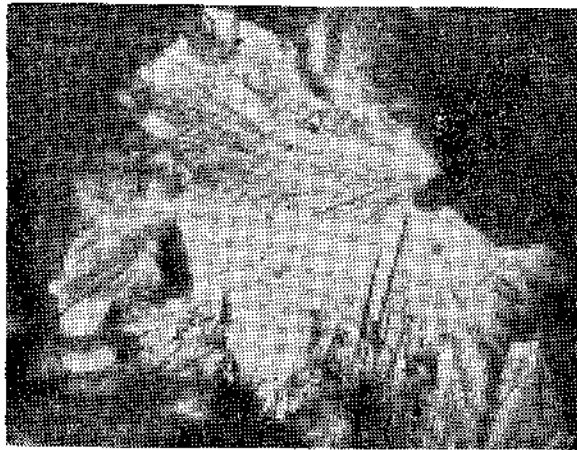


写真 0.08% C 鋼の液体窒素温度における振り
破断面×400 (美馬, 堀)

晶粒が大きいほど歪速度が大きいほど著しく現われる。変形双晶は降伏の前後に生ずることが多く、その頻度の高いときにはよく注意して試験すると音を発生することが認められる。また双晶はクラックの伝播に伴っても発生するといわれる⁴⁰⁾。破壊の前に生じた双晶からクラックが発生するという考え方⁴⁷⁾⁴⁸⁾⁴⁹⁾があるが、双晶がなくても脆性破壊がおこるし⁵⁰⁾、逆に双晶の存在が必ずしも脆性破壊に導かれないから双晶は脆性破壊と一義的な関係はない。ただ双晶発生と脆性破壊とは類似の条件でおこり易いことは確かであろう。図6に示した引張試験の結果ではB領域の低温側およびC領域で破壊前にすでに結晶粒程度のマイクロクラックが発生している。もちろん結晶粒を全部横切らないものも存在する。またこのマイクロクラック面の方位はその85%までが引張応力に垂直な面に対して約15°以内に存在しているといわれる²²⁾。しかしながら振り脆性破壊の場合にはかかるマイクロクラックな破面近傍で独立に存在することの認められることも多い。

3.3 靱性—脆性遷移の機構

完全結晶体の破壊応力 σ_F はヤング率を E としてほしい $E/10$ 程度とされている。ところが実際の材料ではこの理論値よりも非常に低い応力で破壊する。大きな鋼材ではおおよそ $E/3000$ で脆性破壊すると云われる。この理論値と実在の材料の測定値とのちがいを説明するのに古く Griffith の理論³⁰⁾が用いられた。長さ $2C$ のクラックが材料中に先在しており、 σ なる引張応力が働らくときクラックが成長を起し、 σ_c で破壊すると次式を与えている。

$$\sigma_c = \{2\gamma E/\pi C(1-\nu^2)\}^{1/2} \quad (3)$$

ここで γ は分離により新しい結晶面を露出させるときの表面エネルギー、 ν はポアソン比で鋼材についてそれぞれ適当な値³⁶⁾を入れるとほしい 10^{-6} cm すなわち 1μ 程度のクラックが鉄の中に先在しなければならぬことに

なる。このようなクラックは実際観察されないし、これに相当した非金属介在物を考えねばならないが、介在物がなくても低温で脆性になりうる。また注意すべきことは Cottrell⁵¹⁾も指摘しているように靱性から脆性への遷移が僅か数度の温度がちがうことによりおこるが、Griffith の式にこんな温度依存性の高い項が入っていないことである。そこでこの理論は金属の場合にそのまま適用出来ない。前にも述べたように脆性破壊においても塑性変形が必ず先行している。そこで破壊の理論を考える際に転位論的取り扱いがなされる。ここで転位が迂り線を走り障害物にて阻止されたところに集積して、これが応力集中によってクラックをつくるという考え方が多くの人々⁵²⁾⁵³⁾⁵⁴⁾⁵⁵⁾により唱えられた。

特に stroh⁵³⁾はパーガースペクトル b をもつ転位 n が結晶粒界に集積すると剪断応力がある値になるとクラックが出来るとした。

$$\sigma_n = \sigma_1 + (k\gamma/nb) \quad (4)$$

σ_1 : 迂り面における摩擦力 stroh はクラックが大きくなって γ が一定であれば迂り帯の先端でクラックが発生するのに必要な引張応力はクラックが伝播するに十分なよりもより大きいことを示した。これには Cottrell⁵¹⁾その他⁵⁶⁾の異論がある。ここで問題になるのは粒界に集積した転位によって隣の結晶粒中の Frank-Read 源を動かして新たな迂りがおこるときは結晶の塑性変形が進行してゆくことになり、クラックは発生しない。この点を stroh⁵³⁾は C とか N_s とかの溶質原子の存在のために転位が Cottrell の固着作用を受けその結果粒界近傍の転位源は容易に動けず塑性変形もしない。そしてこの Cottrell の固着作用は温度依存性が高いから低温になるとこの作用が強ククラック発生がし易いという。そして温度 T のとき集積転位の先端部での転位源が働くか否かを与える基準式として

$$P = \exp[-\nu t \exp\{-U(\sigma)/kT\}] \quad (5)$$

を得た。ここに P は転位を動かさない確率、 ν は原子の振動数、 t は考えている Frank-Read 源に作用する σ が最大値に近い状態になっている時間、 $U(\sigma)$ は固着されている転位が自由になるための活性化エネルギー、これから遷移温度 T_c として

$$T_c = U(\sigma)/k \log \nu t \quad (6)$$

更に歪速度によって t が変ることから、 T_c と $\dot{\epsilon}$ の関係として

$$1/T_c = - (K/U) \log \dot{\epsilon} + C \quad (7)$$

また結晶粒の大きさ d との関係式は

$$1/T_c = - \frac{7}{2} (K/U) \log d + C' \quad (8)$$

を得た。(8)式は実験から得られた傾向³⁰⁾³¹⁾とよくあうが、問題はマイクロクラックが発生するのに必要な転位の

数が大きすぎることを、剪断応力のみによってマイクロクラックが決定されること、あるいはマイクロクラックの発生のための応力は、それを伝播させる応力よりも常に大である（マイクロクラックが出来るとすぐ破壊することになる）ことなどの点⁵⁶⁾で、これに対して Peierls 力の温度依存性をもとにした Petch⁵⁷⁾の理論があるが、そうだとすると純度をどんなに高くしても脆性破壊が生ずることになる。

これらに対して横堀⁵⁸⁾は破壊以前に結晶粒程度のマイクロクラックが生じていること、応力をましてやるとこれらのマイクロクラックは隣の結晶粒にクラックを生じながら粒を横切ってゆき、これが多くの一定限界になると急激に破壊するという点に立ち、一つの理論を展開した。

また Cottrell⁵⁹⁾は脆性破壊の条件については第1に転位を動かす降伏応力、第2にマイクロクラックを発生させる発生応力、第3にマイクロクラックから本当の破壊になる成長応力に分けて考えねばならないとした。Cottrell は図17に示されるようにマイクロクラックは二つの交叉する迂り面 (101) と (10 $\bar{1}$) の交叉点に出来る。

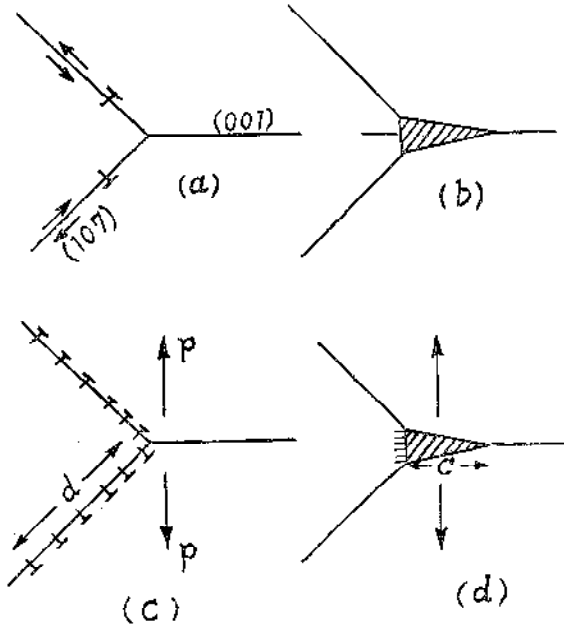


図17 Cottrell のモデル

とした。すなわちこれらの迂り面上の転位が交線で交わったとすると合体によって新しい転位が出来、転位の弾性エネルギーは減少し、従ってこの新しい転位は安定である。そしてこの転位のバーガースベクトルは大でここに極めて小さいクラックが出来ると考える。このあとには転位がこれに流れ込んで大きくなる。このクラックの成長の条件はクラックの全エネルギー W の評価によるがこれを次式で与えた

$$W = \frac{\mu n^2 a^3}{4\pi(1-\nu)} \ln\left(\frac{4R}{C}\right) + 2\gamma C$$

$$\frac{\pi(1-\nu)b^2c^2}{8\mu} - \frac{pnaC}{2} \quad (9)$$

第1項は転位の応力場のエネルギー、 R はこの領域の有効半径、第2項はクラック面の表面エネルギー、第3項は作用応力場でのクラックの弾性エネルギー、第4項はクラックが開くと容積変化があるがこれによりなされる仕事、ここで C はクラックの長さ、この平衡条件からクラックが無限に広がる応力条件として

$$pna = 2\gamma \quad (10)$$

更に Cottrell はいくつかの仮定をおいて処理して(10)式から

$$\left. \begin{aligned} (\sigma_1 d^{\frac{1}{2}} + k\gamma) R_y &= \beta \mu \gamma \\ \sigma_y k_y d^{\frac{1}{2}} &= \beta \mu \gamma \end{aligned} \right\} \quad (11)$$

を得た。 $\sigma_y = \sigma_t + K_y d^{-\frac{1}{2}}$ から $\sigma_t = 0$ のとき(11)式は

$$p \cong 2 \left(\frac{\beta \mu \gamma}{d} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (12)$$

とかける。これは本質的には d の Griffith クラックの成長の条件である。(11)式は大きいクラックの生ずる限界条件を決めるもので左辺が右辺よりも小さいときはクラックが出来るとある長さに成長出来ない。左辺が右辺よりも大になると降伏応力はクラックが完全破壊に成長するに十分よりもっと大きいことになる。それでこの式は遷移温度を規定するものということが出来る。この式からみると K_y , σ_t , σ_y , d が大になると脆性への傾向が大で、遷移温度に対する合金元素の影響とか熱処理についての影響もこの値を吟味することにより評価できる。すなわち sl の少量添加は結晶粒を細かくするから脆性を減少させ、 Mn は d と K_y を減少させるから有効な元素である⁶⁰⁾。前述の Mn/C の値の大きな鋼は遷移温度は低い、このような成分の鋼は同時に d も一般に小さいことが知られている⁶⁰⁾。 Si の添加は σ_t を上げ、粗い結晶粒をつくり易くするから悪影響が出る。また $Ni-Cr$ の添加は熱処理により微細組織にし、更に加工硬化や中性子の照射硬化もまた σ_t を上げ鋼材の遷移温度を上げる。また右辺の γ が大きい方が脆性になり難い。 W や M_0 はかなり高い遷移温度をもつことは γ が小さいためと考えられる。Petch⁶¹⁾もまた遷移温度に影響する因子として上述と類似の諸項を挙げその他作用応力のかかり方の項も入ると述べている。しかしまだ破壊の応力条件や、繰りにおける破壊までの塑性歪の大である点その他の事実を説明するのに困難のようである。しかし現在この破壊現象が統一的に説明出来る理論の確立に近づきつつあると云えよう。

文 献

- 1) T. D. Lynch, N. L. Mochel and P. G. McVetty ; Proc. ASTM 25 (1925) Part II. 5
- 2) F. R. N. Nabarro, Report on Conference on

- strength of Solids, H.H. Wills Laboratory, Bristol p.38. Physical Soc. London (1948).
- 3) 芥川および小川; 鉄と鋼, 42 (1956) 318.
 - 4) J.P. Sheehan and H. Schwartzhart; Proc. AS TM., 56 (1956) 483.
 - 5) P. Payson; Iron Age, (1951) Sept 168.
 - 6) S. Castleman, B.L. Averbach and M. Cohen; Trans. ASM, 44 (1952) 240.
 - 7) L.J. Klingler, W.J. Barnstt, R.R. Frohmbery and A.R. Triano; Traus. ASM, 46 (1954) 1557.
 - 8) B.S. Lement, B.L. Averbach and M. Cohen; Traus. ASM, 46 (1954) 851.
 - 9) R.H. Greeves and Jones; JISI, 111 (1925) 231.
 - 10) 長沢; 鉄と鋼, 19 (1943) 174.
 - 11) H. Jolvet and G. Vidal; Rev. Mét., 41 (1949) 387; 403.
 - 12) A.E. Powers; Trans. ASM, 48 (1956) 149.
 - 13) R. Hult, Gren and J. Chuan chang; Traus. AS M, 46 (1954) 1298.
 - 14) W. Steven and K. Balajiva; JISI., 193(1959) 141.
 - 15) J. L. Robbins, O. Cufler Shepard and O. D. Sherby; JISI, (1961) oct 175.
 - 16) E.R. Parker; Brittle Behavior of Engineering Structures (1957).
 - 17) H.C. Doepken; J. Metals, 4 (1952) 166.
 - 18) D. McLcan; J. Inst. Metals, 81 (1952) 121.
 - 19) L.M.T. Hopkin; ibid 84 (1956) 102.
 - 20) A.S. Eldin and S.C. Collins; J. Appl. phys., 22 (1951) 1296.
 - 21) G.T. Hahn, W.S. Owen. B.L. Averbach and M. Cohen; Weld. J., 51 (1959) 367.
 - 22) G.T. Hahn. B.L. Averbach, W.S. Owen and M. Cohen; Fracture Editors B. L. Averbach at al 1959 p.68.
 - 23) 長谷川; 鉄と鋼, 41 (1955) 451.
 - 24) 横堀; 日本機械学会誌, 64 (1961) 1017.
 - 25) 美馬および堀; 金属学会講演会昭36年10月(秋田).
 - 26) T. Yokobori, H. Hamamoto and A. Otsuka; Nature, 181 (1958) 1719.
 - 27) 美馬および堀; 材料試験投稿中.
 - 28) M. J. Manjoine; J. Appl. Mech., 66 (1944) A 211.
 - 29) F. Wittman and W. Stepanov; J. Tech. Phys USSR, 9 (1939) 2070.
 - 30) D.J. MacGregor and N. Grossman; Weld. J., 31 (1952) 20.
 - 31) F. S. Deronja and M. Gensamer; Traus. ASM, 51 (1959) 666.
 - 32) N.J. Petch JISI., 174 (1953) 25.
 - 33) J.R. Low JR; IUTAM Deformation and Flaw of Solids (1956) p. 60 (Springer-Verlag)
 - 34) W. Sylwestrowicz and E. O. Hall; Proc. Phys. Soc. London, B64(1951) 495.
 - 35) J.R. Low, JR; Retalion of Properties to Micr-ostructures(1954) p.163(ASM).
 - 36) N. J. Petch; Progress in Metol physics 5 (1954) 1.
 - 37) A. Crancknell and N. J. Petch; Acta Met., 3 (1955) 186.
 - 38) J.H. Hollomon, L.D. Jaffe, D. E. McCarthy and M.R. Norton; Traus. ASM, 38 (1947) 807.
 - 39) J.R. Low JR; Fracture Editors B.L. Averbach et al 1959 p.68.
 - 40) R.L. Smith and J. L. Rutherford; J. Metals, 9 (1957) 857.
 - 41) Z. S. Basinski and A. Sleewyk Acta Met., 5 (1957) 176.
 - 42) J. A. Rinebolt and W. J. Harris JR; Trans. ASM, 43 (1951) 1175.
 - 43) W. Barr and A. J. Honey man; JISI., 157 (1947) 239.
 - 44) D. Rosenthal and W. D. Mitchell; Weld. J., 29 (1950) 409.
 - 44) 立花および幸田; 日本金属学会誌, 21 (1957) 475.
 - 46) J.R. low JR; Acta Met, 1 (1953) 185.
 - 47) D. Hull; ibid 8 (1960) 11, 9 (1961) 191.
 - 48) 木多; 金材技研報告, 4 (1961) No 4 280.
 - 49) A.W. Sleeswyk; Acta Met., 9 (1961) 32.
 - 50) C.F. Tipper; Admiralty Ship Welding Comit-tee Rept., NoR3 (1948).
 - 51) A.H. Cottrell; Trans. AIME., 212 (1958) 192.
 - 52) N.F. Mott; JISI., 183 (1956) 233.
 - 53) A.N. Stroh; Proc. Roy. Soc., 223 A (1954) 404, 232A (1955) 548.
 - 54) AN. Stroh; Phil. Mag., 46 (1955) 968.
 - 55) A.N. Stroh; Advance in Physico, 6(1957) 418.
 - 56) 横堀; 金属材料の強度および疲学シンボ (第3回) 予稿, 金属学会, 昭33年3月.
 - 57) N.J. Petch; Phil. Mag., 3 (1958) 1089.
 - 58) 横堀; 機械学会誌, 64 (1961) 1013.
 - 59) J. Gorrissen; J.I.S.I., 162 (1949) No.2, 16.
 - 60) J. Heslop and N. J. Petch; Phil. Mag., 2 (1957) 649.
 - 61) N. J. Petch; Fracture Editors B. L. Averbach et al 1959, p.54.