

論 文

構造用鋼材の延性および靱性におよぼす 非金属介在物の影響について*

小指 軍夫*・清水 輝彦**・久保田広行***

On the Effect of Nonmetallic Inclusions on Ductility and Toughness of Structural Steels

Isao KOZASU, Teruhiko SHIMIZU, and Hiroyuki KUBOTA

Synopsis:

Ductility and ductile fracture in relation to nonmetallic inclusions has been studied on laboratory melted commercially impure copper bearing steels in various aging conditions and also on low carbon steels with minor alloying additions. The results of light microscopy and scanning electronmicroscopy suggest that the first step of the fracture is cracking and decohesion of elongated inclusions in early stages of deformation. The damaged inclusions form internal necks (as opposed to external neck), and they, in turn, accelerate the final separation process which is formation and coalescence of microvoids associated with submicroscopic spherical oxide inclusions. This two stage mechanism explains general experience of harmful effect of elongated sulfide inclusions and observed duplex dimple pattern of the fractured surface. Change of inclusion shape from elongated to spherical improves ductility probably because of more difficulty for spherical inclusions to form internal necks. The damage of inclusions during deformation and also the final fracture seem to be controlled by dissipated plastic energy to some extent. Although the effect of non-metallic inclusions on toughness is complex, inclusions are generally noted to promote brittleness, but to less extent for the case of elongated inclusions where triaxial stress ahead of crack is relaxed by fissuring along their elongated direction.

(Received Feb. 27, 1971)

1. ま え が き

鋼の延性の持つ意義は各用途の鋼でかなり異なるが、軟鋼から 50~60 キロ級の構造用鋼の場合は、延性（簡単には破断伸びまたは絞り）と関係ある重要な特性として曲げ加工性が挙げられる。シャルピー試験で評価される切欠靱性は、現象的に単純化して Fig. 1 のように破面遷移温度 (vT_s)、遷移のおこる温度領域の幅 (ΔT)、延性破壊する温度での最大吸収エネルギー (upper shelf energy, vE_s) の 3 つのパラメーターであらわせると考えられる。引張試験における延性はまた当然 vE_s と深い関係を有しており延性の改善は各温度における吸収エネルギーの向上につながる。さらに vE_s は中厚板の曲げ加工性と密接な関係を有することが知られているが¹⁾、これは曲げ加工時の割れがシャープ端などの加工硬化部あるいは一種の切欠とみなせる地疵などから発生することを考えれば、実際の曲げ時の割れが延性破壊である限り、こ

れはうなずけることである。この意味から切欠伸び²⁾も vE_s と類似のパラメーターと考えられる。

これらの破断伸び、絞り、 vE_s などの延性を示すパラメーターは非金属介在物の影響を強く受けることが知られており、PUTTICK³⁾ や ROGERS⁴⁾ らは介在物から発生した microvoid が漸進的に合体し最終破断の起こることを示し、フラクトグラフで見られる dimple は、実際にこのような機構による破壊の起こることを支持すると考えられている⁵⁾。実用鋼材中に存在する介在物としては (1) 数百 μ 以上の大きさで欠陥と考えられる巨大介在物 (地疵, 砂疵), (2) 数 μ ~ 100 μ のオーダーの通常清浄度として測定される光学顕微鏡的介在物, (3) 1 μ 以下

* 昭和45年10月日本金属学会秋期講演大会シンポジウム講演および昭和45年9月ICSTISにて発表
昭和46年2月27日受付

** 日本鋼管(株)技術研究所

*** (故)日本鋼管(株)技術研究所

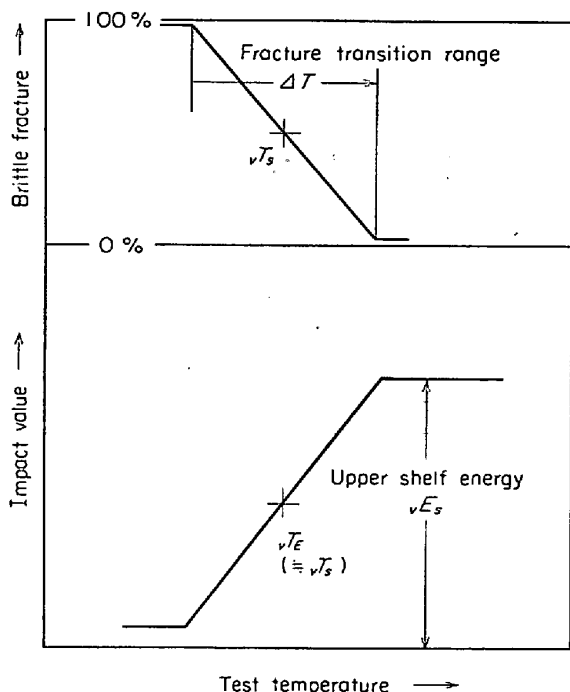


Fig. 1. Schematic representation of the result of Charpy impact test.

の球形の酸化物を主とする微小介在物、の3種類に大別することができる。(1)は切欠として作用する欠陥と考えるべきものでここでは除外するが、(2)、(3)の介在物は鋼中に普遍的に存在しており、とくに(3)の微小介在物は粒子径が小さくなるにつれてその数は幾何級数的に増加することが示されている⁶⁾。フラクトグラフに見られる dimple は多くの場合この微小介在物に結びつけられるものと考えられる。

ところで実用の構造用鋼の延性に対しては(2)の光学顕微鏡介在物の影響が大きく、このうちでもとくに圧延方向に伸長したA系の MnS あるいはシリケート系介在物が有害であることが知られている⁷⁾。このような光学顕微鏡的介在物の影響も含めた破壊機構は、当然従来の microvoid の漸進的合体のみでは説明できないと考えら

れる。事実 CLAUSING⁸⁾ は軟鋼の単軸引張において、A系介在物に起因する axial fissuring (あるいは axial macrocrack) が主として観察され、microvoid の発生と合体は最終破断寸前にのみ進むことを明らかにし、また著者らも 50 キロ鋼についてこれを支持する結果を得ている。

本研究は上のような観点から、実用構造用鋼程度の介在物を含むフェライトパーライト組織の実験室的な鋼について、光学顕微鏡的介在物の延性破壊におよぼす影響の機構をモデル的に明らかにすることを目的としている。はじめの部分は含銅鋼の時効硬化を利用してフェライトパーライト組織を一定のまま引張強度を変化させ、延性破壊の挙動を調べたものである。第2の部分はSiキルドベースの鋼に各種微量元素を添加し、介在物の形状の変化と延性 (νE_s) の関係をマクロ的に調査したものであり、最終の部分では上記すべての鋼の νT_s 、あるいは ΔT に着目した靱性と介在物の関係について若干の考察を試みている。なお延性破壊は脆性破壊と異なり、損傷が比較的長い経過をとって漸進的に進行する現象であり、この過程で粒界、第2相、介在物、マトリックスの特性などの果たす役割はそれぞれの鋼で当然異なるので、本報の結果はあまり強度の高くない構造用鋼クラスのものにのみあてはまるものと考えらるべきであろう。

2. 含銅鋼の延性破壊挙動

約 0.7% 以上の Cu を含む鋼は時効硬化現象¹⁰⁾を示すことを利用し、一定のフェライトパーライト組織を保つことによりこれらの組織の変化が延性に影響を与えないようにした上で引張強度を変え、延性の変化を調べた。供試鋼は Table 1 の 1D(中S)、2D(高S)で、溶製は 250 kg 真空低周波炉で行ない大気铸造した。鋼塊は 20 mm 厚に一方向に熱間圧延し、900°C で焼準したのち時効処理を行なつた。各処理温度でのピッカース硬さ、顕微鏡組織、 ϵ -Cu 析出状況は次の通りである。

Table 1. Chemical compositions of the steels tested (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Others	Sol. Al	T.N
1D	0.11	0.21	0.58	0.011	0.014	Cu 1.39, Ni 0.55	0.034	0.0065
2D	0.10	0.20	0.56	0.012	0.027	Cu 1.44, Ni 0.54	0.042	0.0065
AA	0.10	0.33	1.23	0.020	0.023	—	0.006	0.0086
Nb	0.10	0.36	1.34	0.018	0.019	Nb 0.03	0.004	0.0063
V	0.10	0.31	1.26	0.018	0.018	V 0.05	0.009	0.0061
Ti	0.10	0.32	1.27	0.015	0.018	Ti 0.04	0.001	0.0058
Zr	0.10	0.35	1.32	0.016	0.021	Zr 0.037	0.003	0.0066
B	0.10	0.29	1.20	0.018	0.019	B 0.004	0.006	0.0045
La	0.11	0.32	1.28	0.019	0.019	La 0.085	0.008	0.0105
Al	0.09	0.35	1.31	0.014	0.021	—	0.063	0.0077

焼準のまま : Hv168, 焼準後空冷時にすでに多少の ϵ -Cu が不均一に析出している。

470°C × 480 min : Hv 216, ピーク硬度であるが ϵ -Cu は焼準のままと同じ状態である。

550°C × 120 min : Hv 198, 多少微細な ϵ -Cu が増加する。

600°C × 90 min : Hv 170, ϵ -Cu の全面析出が明りようになる。

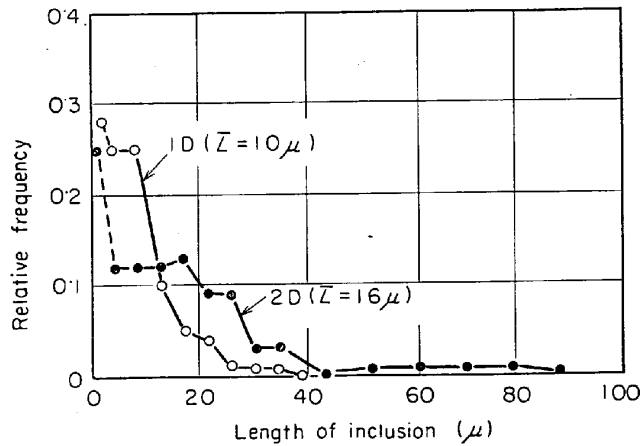


Fig. 2. Length of elongated sulfide inclusions.

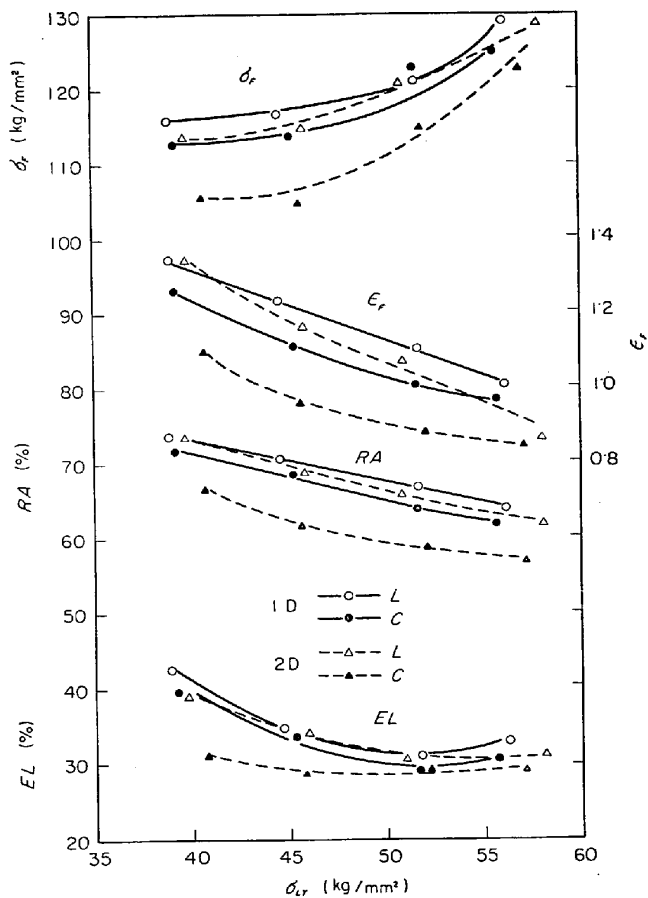


Fig. 3. Result of uniaxial tensile test at room temperature.

670°C × 60 min : Hv 150, ϵ -Cu は全面的に析出し 300~400Å に成長している。一部粒界析出が見られる。パーライト中でセメントタイトの軽度の球状化が起こっている。

なお鋼種, 熱処理状態によらず光学顕微鏡組織はほとんど一定で, フェライト粒径は 12μ, パーライト分率は 6% であつた。非金属介在物はほとんどが MnS で, これに多少の B 系のアルミナを混じえている。清浄度は 1D 0.04, 2D 0.10 で圧延方向の長さは Fig. 2 に示すように実用鋼の場合よりかなり短くなつている。

Fig. 3 は室温における丸棒試験片 (9φ × G L 32) の圧延方向 (L), 直角方向 (C) の各強度レベル (σ_{LY}) における引張試験結果をまとめて示したものであり, 破断真歪 (ϵ_F) は絞り (RA) から計算した値で, σ_F は破断真応力である。RA, ϵ_F , σ_F は強度レベル, S%, 試験方向に敏感であるのに対して伸び (EL) は比較的变化がすくない。破断面はマクロ的にはすべて延性破面であるが, 最高強度のものでは, フラクトグラフィ的にはわずかな劈開破面が混在している。なお真歪 (ϵ) および Bridgeman のネックの補正¹¹⁾を施した真応力 (σ') の log-log プロットは破断に至るまで直線であり, 加工硬化指数 n は強度レベルによらず一定で 0.12~0.13 であつた¹²⁾。

引張試験中に進行するミクロ的な変化を知るために, L 方向の引張試験途中の各点で除荷し, 引張軸に平行な切断面の光学顕微鏡的観察を行なつた。最初に見られる変化は多くの報告に見られるように¹³⁾, A 系介在物の割れあるいはフェライト-介在物界面の剝離であり, $\epsilon \sim 0.1$ 程度からすでに割れが見られ, ネック発生以後は急激に介在物の損傷が進行する (Photo. 1 a)。介在物のまわりにクラックが生じているかどうかは研磨のままではわからないが, エッチング¹⁴⁾により明らかになる場合が多い (Photo. 1 b)。破断寸前にはほとんどすべての A 系介在物は割れて, 引張軸方向の割れ (axial macrocrack) の形をとっているものが多い。しかし現在の場合には介在物の長さがあまり長くないので, 他の場合⁸⁾⁹⁾のように極端な軸方向割れにはなっていない。光学顕微鏡的には他の研究⁸⁾⁹⁾と同様に microvoid あるいはその合体したクラックは破断直前においても観察されなかつた。なおパーライトの最大剪断応力方向の割れも観察されたが, 破壊過程に対してとくに決定的な役割は有していないようであつた。

介在物の損傷進行状況を「割れた介在物の割合」あるいは「介在物あたりの割れの個数」であらわしてみると強度レベルの高いものほどすくない ϵ で損傷が進行し,

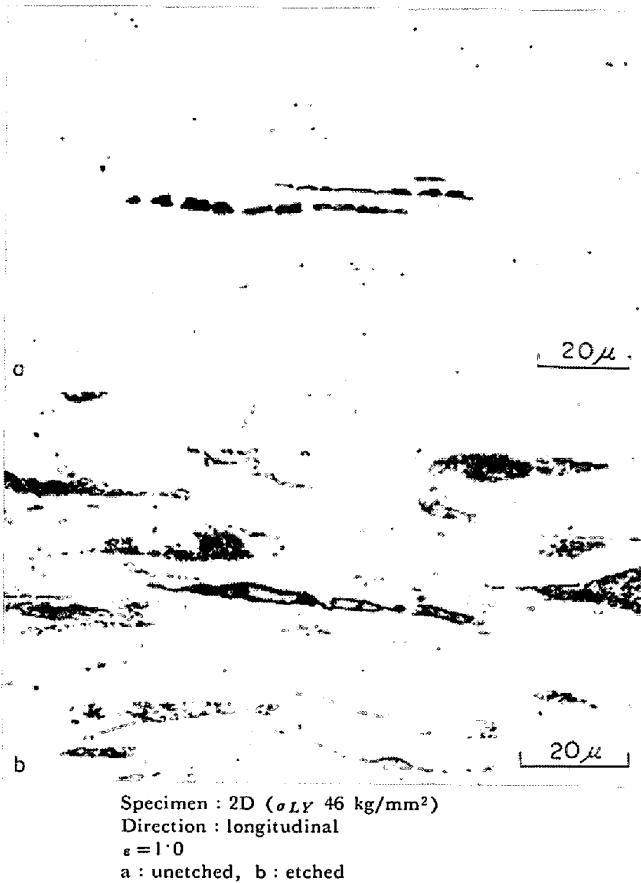


Photo. 1. Damaged sulfide inclusion and cavity associated with it.

また変形中の各時点における真応力 (σ') の関数と考え、同じ σ' で比較すると、強度レベルの高いものほどやはり損傷は早く進行する。結局介在物の損傷の度合を強度レベルの影響を受けずに統一的に表現するには、ネック部における近似的な塑性仕事量 (W')

$$W' \approx (1/2) \cdot (\sigma_{LY} + \sigma') \cdot \epsilon \dots\dots\dots (1)$$

の関数と考えるのがもつともよいようである (Fig. 4)。

破面を走査型電子顕微鏡により観察すると、明らかに異なる2種類の dimple が見られる (Photo. 2, 3, 4)。ひとつは直径 10μ 以上で非常に深い穴の形をとっているもので、割れた硫化物系介在物がある中に見られる場合が多い。もうひとつは 5μ 以下の通常報告されている典型的な dimple で、その中に 0.5μ 以下くらいの球が見られることが多い。この球は大きさから考えて ϵ -Cu ではなく、酸化物系微小介在物と思われる。これらの様相は強度レベルに関係なく同様であった。

A系介在物から発生した軸方向の割れが直接合体して最終破断が生ずる証拠は認められなかった。しかし光学顕微鏡的には観察されなかった microvoid は中村ら¹⁵⁾ が試みたのと同様な方法により、破断寸前には存在することを確認した。Photo. 5 は室温で試験片に $\epsilon = 0.4$ の予歪を与えた上ネック部に鋭い円周切欠をつけ、 -196°C で劈開的に破断させたもので、微小介在物のまわりに microvoid の生成していることがわかる。このよう

な microvoid は破断直前になると増加することが認められるが、定量的な評価は困難であった。

上の観察結果を多少一般化して次のような2段階の延性破壊の機構を考えることができる (Fig. 5)。介在物を便宜上はじめに述べたように光学顕微鏡的介在物 (この場合は μ オーダー以上の A系介在物) と 1μ 以下の微小介在物に区分して考えると、まず塑性変形の比較的初期の段階から A系介在物の割れと界面の分離により、軸方向割れの形成が進行する。この軸方向割れはすでに形成されている外部のネックと同様に内部的ネック (internal neck) として作用し、塑性変形を局所化して集中させ、また internal neck 間に localized shear が起こることなどにより、この近傍で急速に微小介在物から microvoid の形成、合体が進み、最終破断が起こると考えることができる。したがって A系介在物は軸方向割れによる

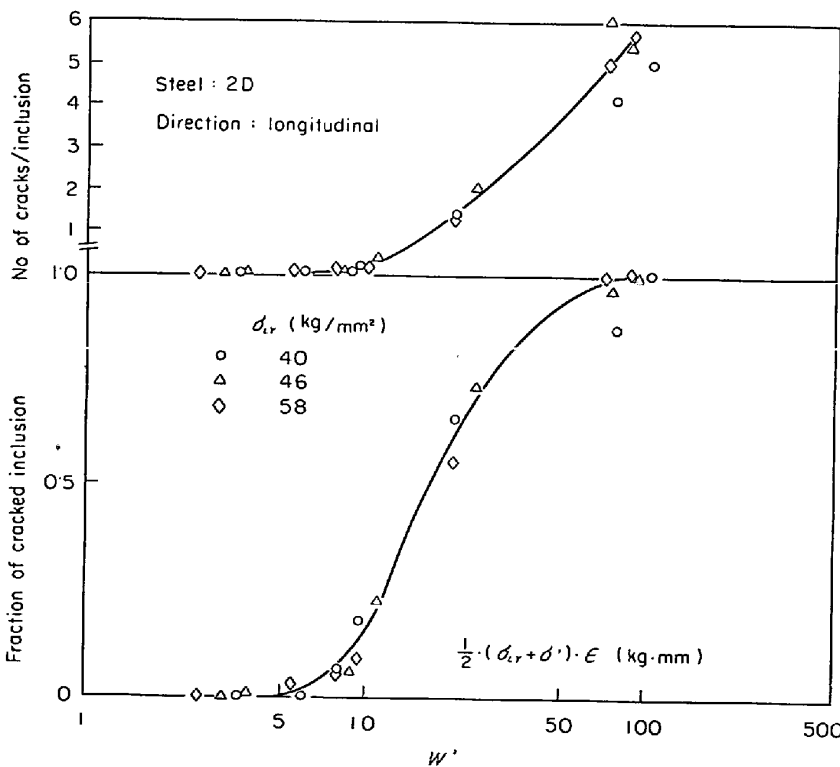
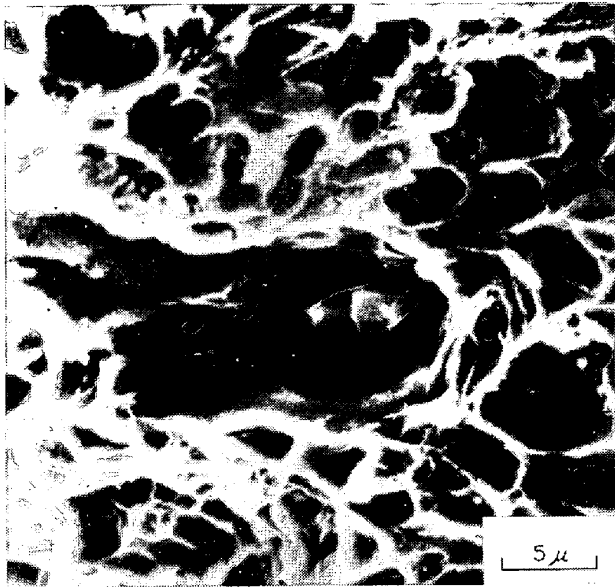


Fig. 4. Progress of the damage of elongated nonmetallic inclusions as a function of plastic work done in the neck (W').



Specimen : 2D (σ_{LY} 46 kg/mm²)
Direction : transverse

Photo. 2. Scanning electronmicrograph showing duplex dimple pattern.

実効断面積の減少とともに、microvoid の合体による最終破断を早めるような幾何学的条件を設定する作用があることになる。このような2段階の機構により、巨視的な機械的性質におよぼす5%の影響とフラクトグラフの観察結果を同時に説明することができる。

σ_F と ϵ_F の巨視的な関係はそれぞれの変化の幅があまり広くないため、ただちに明らかにはならない。しかしこれらを log-log プロットすると、見かけ上折点を持った直線になる (Fig. 6)。かりにネック部で破断までに消費された塑性仕事を W_F として近似的な等 W_F 曲線を図中に記入すると、すくなくとも高強度側では比

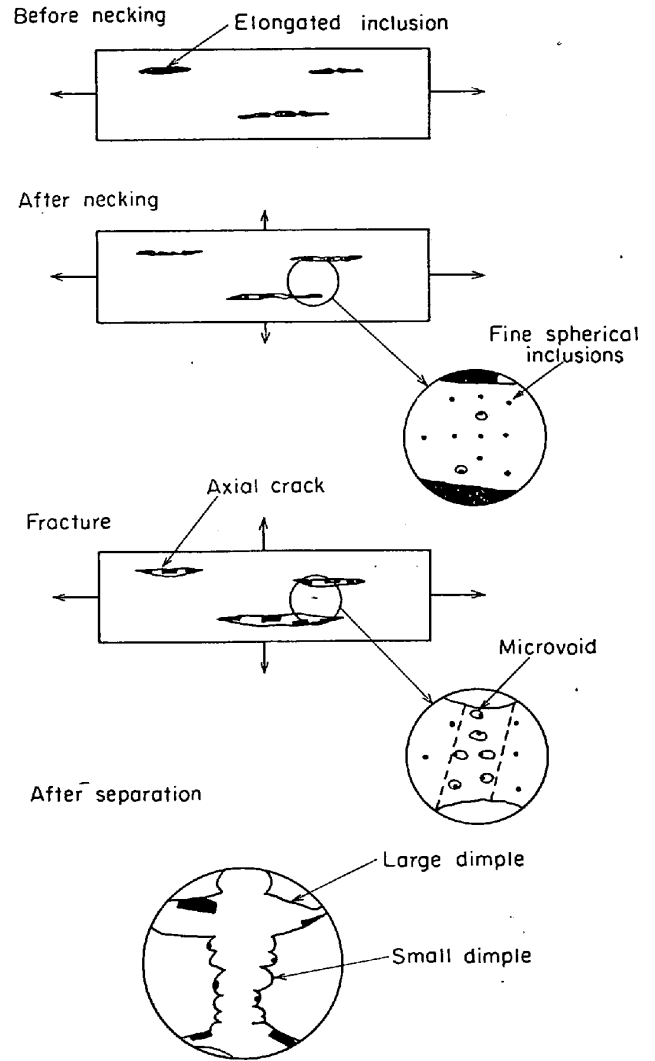
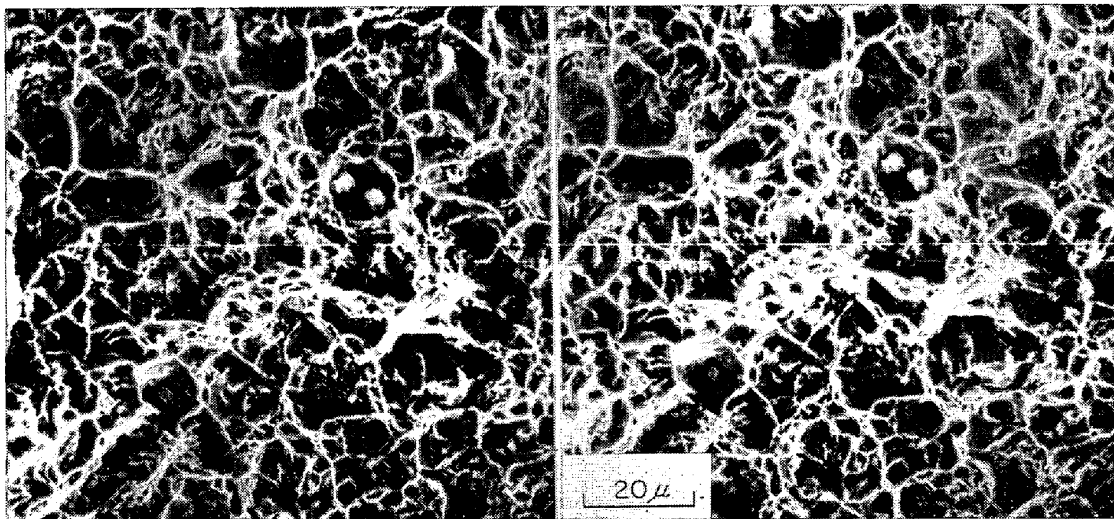
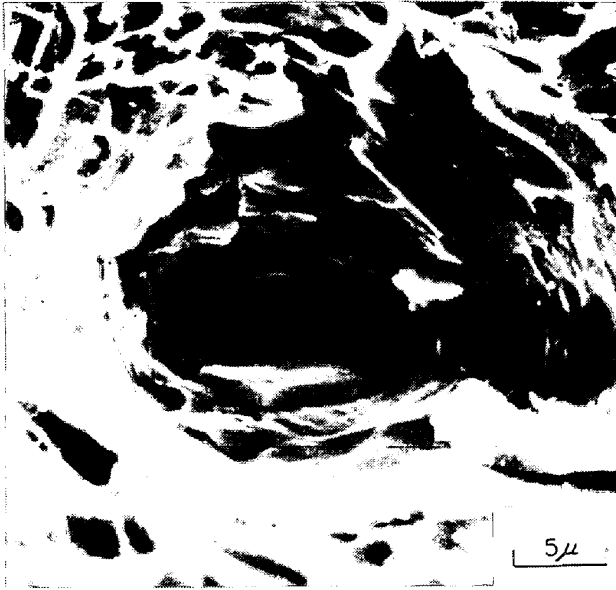


Fig. 5. Schematic representation of the two stage ductile fracture mechanism.



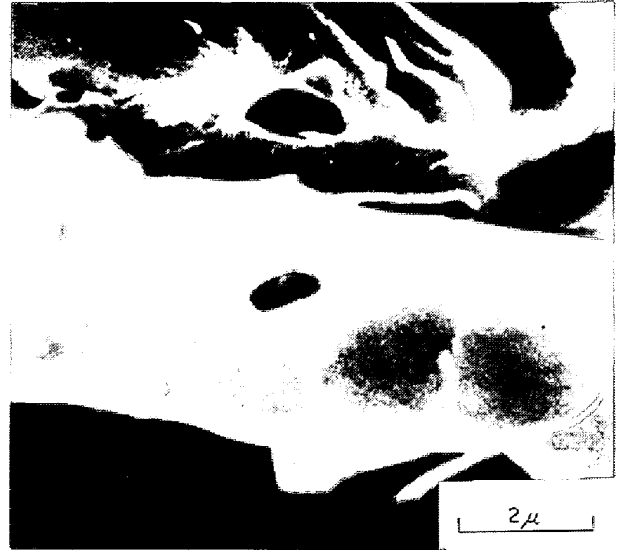
Specimen : 1D (σ_{LY} 45 kg/mm²) Direction : longitudinal

Photo. 3. Scanning electronmicrograph showing duplex dimple pattern (stereo pair, tilting 9°).



Specimen : 2D (σ_{LY} 46 kg/mm²)
Direction : transverse

Photo. 4. Scanning electronmicrograph showing a large dimple associated with cracked sulfide inclusions.



Specimen : 1D (σ_{LY} 56 kg/mm²)
Direction : longitudinal
Prestrained to $\epsilon=0.4$ at room temperature and broken at -196°C

Photo. 5. Scanning electronmicrograph showing a microvoid associated with a fine spherical inclusion.

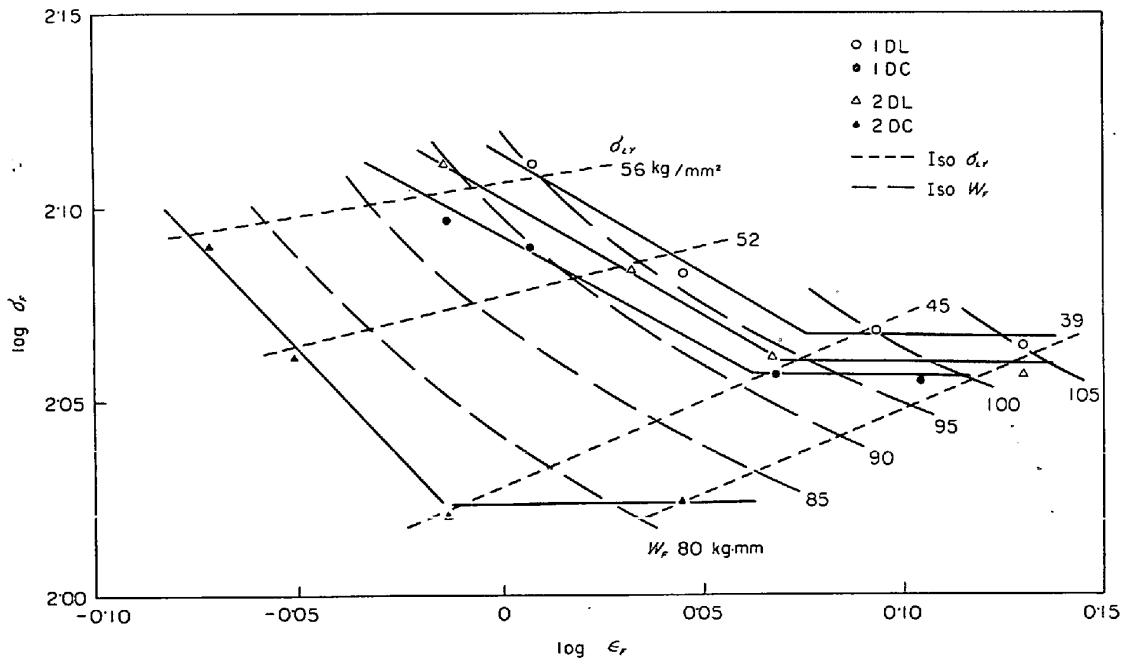


Fig. 6. Relationship between fracture strain and fracture stress.

較的 $\epsilon_F - \sigma_F$ プロットに近い勾配を持つことがわかる。ここで

$$W_F \approx (1/2) \cdot (\sigma_{LY} + \sigma_F) \cdot \epsilon_F \dots\dots\dots (2)$$

である。このことは特定の材料、試験条件に対して延性破壊に対する一定の臨界的な塑性仕事量の存在する可能性のあることが示唆されるが、このような関係の一般的妥当性は今後の研究にまたなければならぬ。またもつ

とも過時効した状態で ϵ_F が改善されるように見えるがこれはおそらく過時効した ϵ -Cu の塑性変形に対する特性によるものと思われる¹⁰⁾¹²⁾¹⁶⁾。

2 mmV ノッチシャルピー試験の vE_s は同一試験条件内 (同一鋼種、熱処理、試験方向) で ϵ_F とよい相関があるが、全条件を通した単一の相関は見られない。一方当然ではあるが vE_s と W_F の間には Fig. 7 のように

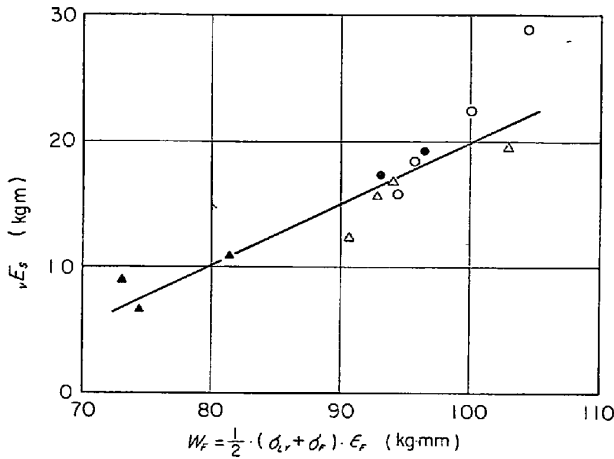


Fig. 7. Correlation of the plastic work done in the neck up to fracture (W_F) and upper shelf energy (vE_s). Symbols same as in Fig. 6.

全条件について比較的よい相関があり、Fig. 6の結果や vE_s をパラメーターとした他の研究者の結果ともあわせて考えて、 vE_s を延性の尺度とすることの妥当性が支持される。

3. 非金属介在物の形状と延性

上の含銅鋼のモデルケースについて、光学顕微鏡的なA系介在物の延性破壊に対する役割を明らかにしたが、つぎにこのような光学顕微鏡的介在物の形状の延性におよぼす影響の例について述べる。供試鋼は Table 1 の「AA」～「Al」までの8鋼種であり、0.10C-0.3Si-1.2MnのSiキルド鋼にNb, V, Ti, Zr, B, La, Alなどの微量元素を加えたもので、とくにTi, Zr, La, Alの場合にはこれらによる脱酸が行なわれている。溶製は50kg高周波炉で大気中で行ない、鋼塊はL:C=5:1.7のクロス圧延により12mm厚に熱間圧延し、900°Cで焼準を行なった。組織はすべてフェライトパーラ

Table 2. Cleanliness evaluated by point counting according to JIS G 0555.

Steel code	d A	d B	d C	d 60x400
AA	0.119	0.004	0.023	0.146
Nb	0.123	0.004	0.012	0.139
V	0.164	0.007	0.004	0.175
Ti	0.036	0.004	0.086	0.126
Zr	0.019	0.035	0.065	0.119
B	0.123	0.004	0.008	0.135
La	0	0.031	0.150	0.181
Al	0.054	0.027	0.062	0.143

イトで、パーライト分率は約15%ですべての鋼についてほぼ一定である。

各鋼の非金属介在物は添加元素によりかなり形状が変化した。Photo. 6はベース鋼「AA」の場合で、シリケート(a)、MnS(b)のようなA系が大部分である。「Nb」、「V」、「B」もほぼ「AA」と同様である。Photo. 7, 8はそれぞれ「Ti」、「Zr」の場合であるが、MnS(c)はPhoto. 6と同じで変化しないが、シリケートは消失して、a, bのようなTiO₂あるいはZrO₂の主としてC系の介在物が見られるようになる。「La」ではA系、B系は消失し、微細なC系介在物(Fe-Mn-La-S)のみが見られる(Photo. 9)。「Al」ではシリケートが消えてAl₂O₃(B, C系)が増加する。これらのポイントカウントによる清浄度測定結果をTable 2にまとめて示す。結局「La」あるいは「V」で合計の清浄度が多少悪くなっているが、全体を通してほぼ一定とみなせると考えられ、結局著しい変化はA系(主としてシリケート)→B, C系の間で起こり、形状の変化がもつとも大きいことがわかる。なおこれらの微量元素のあるものは、添加時の脱酸状態、添加量などによる介在物の変化が非常に

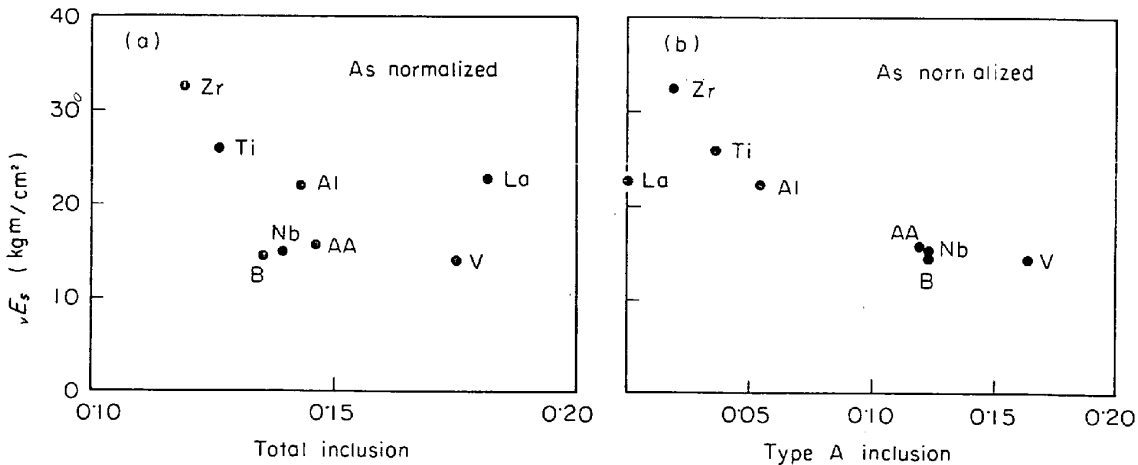
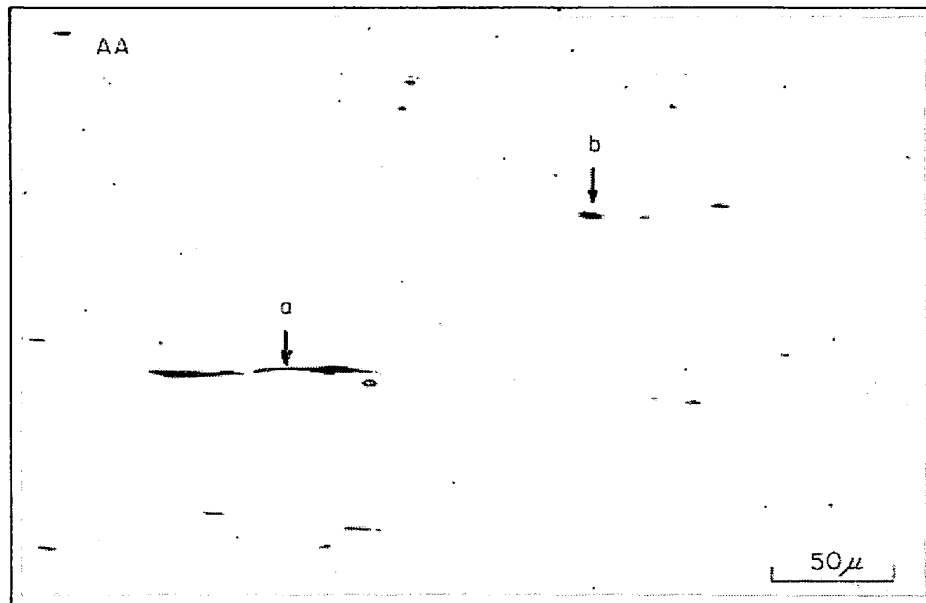


Fig. 8. Correlation of upper shelf energy (vE_s) and total inclusion content (a), or elongated inclusion content (b) evaluated by point count method after JIS.



a. Silicate, b. MnS

Photo. 6. Nonmetallic inclusions in steel "AA".

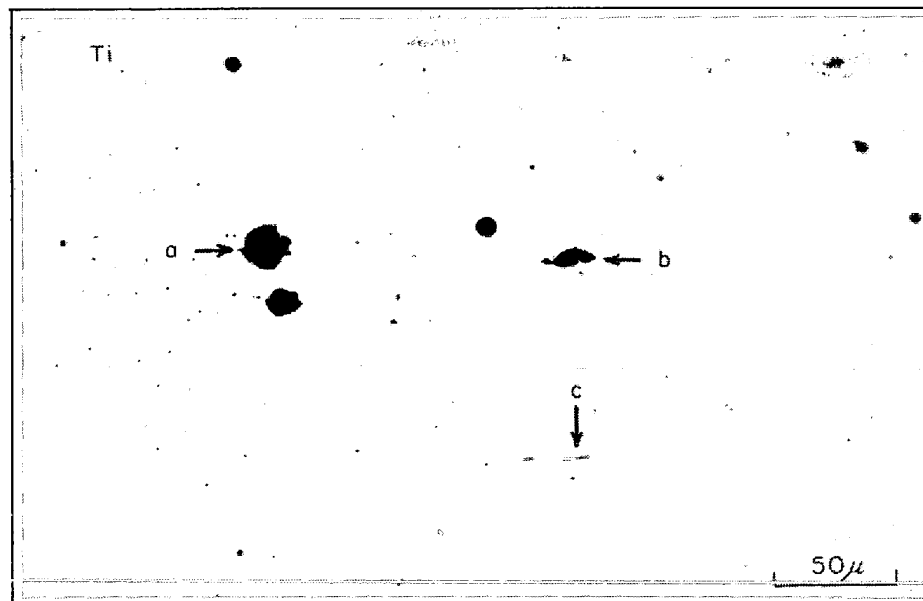
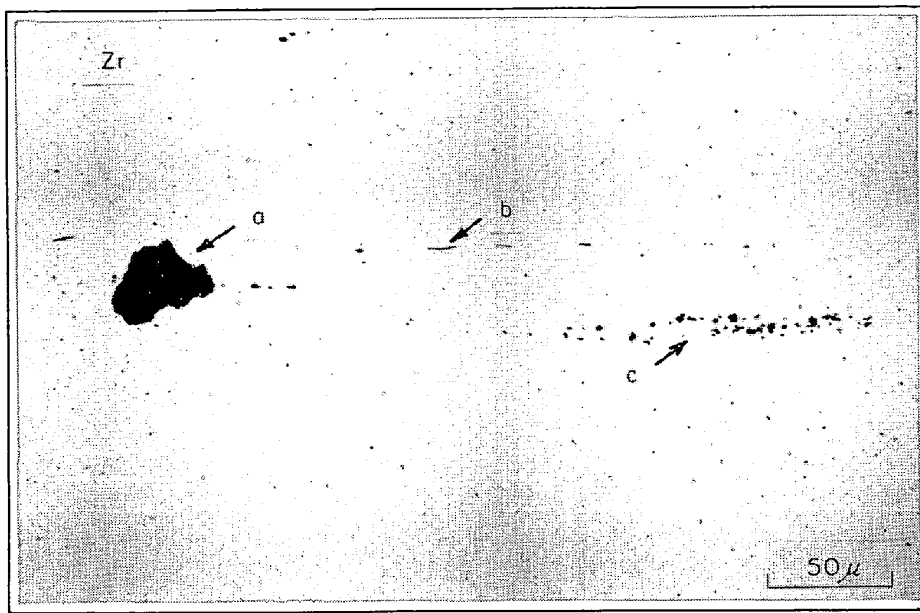
a. b. $\text{TiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, c. MnS

Photo. 7. Nonmetallic inclusions in steel "Ti".

大きいので、上記のような介在物の変化は特定の条件下におけるものと限定して考えるべきである。

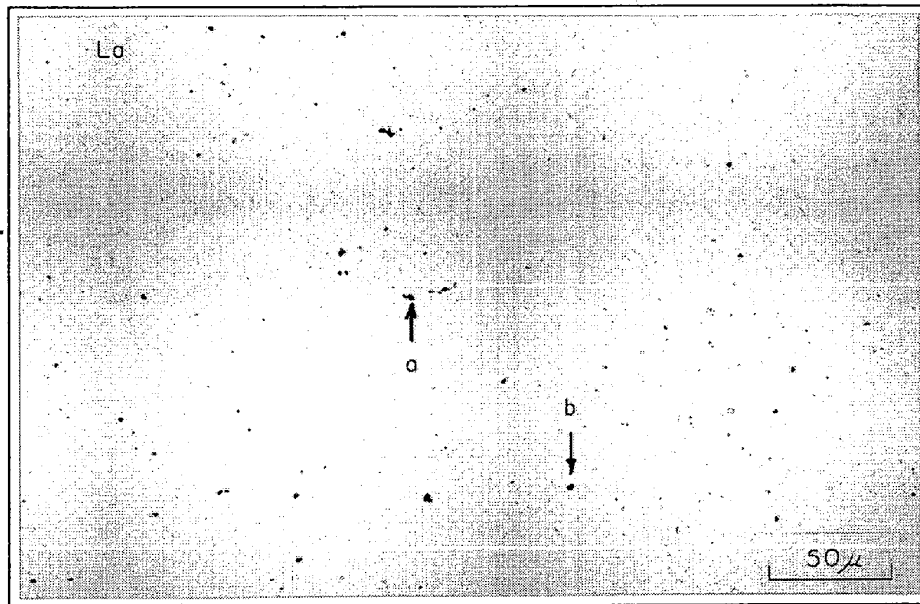
引張試験の σ_{LY} は「Nb」が 38 kg/mm^2 でやや高いのを除き、すべて $30\sim 35 \text{ kg/mm}^2$ の間にあり、ほとんど変化しないと考えてよい。L方向の 2 mmV ノッチシャルピー試験の σ_T は -20°C (「AA」) $\sim -70^\circ\text{C}$ (「Al」) であつた。延性としてここでは σ_E をとり、これと介在物との関係をプロットしたものが Fig. 8 である。Fig. 8a は合計清浄度との関係を示したものであ

り、全介在物量が増すと σ_E の低下する傾向がうかがえるが、合計清浄度の変化の幅の狭いこと、関係にバラツキの大きいことなどから必ずしもよい相関とはいえない。一方 Fig. 8b はA系介在物量との相関をとつたものであるが、前よりも相関が改善されており、A系介在物の増加とともに σ_E が低下する。C系介在物との相関をとるとA系の場合とは逆に、C系の増加とともに σ_E が上昇することになるが、これは単に見かけ上の現象と考えるべきであり、結局全介在物量がほぼ一定であ



a, c. ZrO_2 , b. MnS

Photo. 8. Nonmetallic inclusions in steel "Zr".



a, b. Fe-Mn-La-S

Photo. 9. Nonmetallic inclusions in steel "La".

ることから、A系→C系の形状の変化が σE_s の上昇をもたらしたものと理解すべきである。また「La」は Fig. 8b 上で他の点からかなり離れているが、これはA系介在物が消失したものの全介在物量が増加していること、介在物の形態、分散状態が非常に変化していることなどによるものと思われる。なおここでは介在物の大きさ、分散などをあらかず確立したよいパラメーターがないため、これらの検討を行なっていないが、本来はこれも含めた検討が必要である。

このようにA系→C系の変化が延性を向上させる理由は、前述の2段階の延性破壊機構から説明可能と考えられる。すなわち Fig. 9 に模式的に示すように、A系介在物は容易に軸方向割れを生じるが、この割れは internal neck として作用し、最終破断の進行を促進する。C系介在物の場合にはかなり大きい塑性変形ののちにはじめてA系と同様な作用を有する internal neck が生成するためと考えることができる。なおこのように介在物を制御することによる延性の改善は、工業的に重要な意

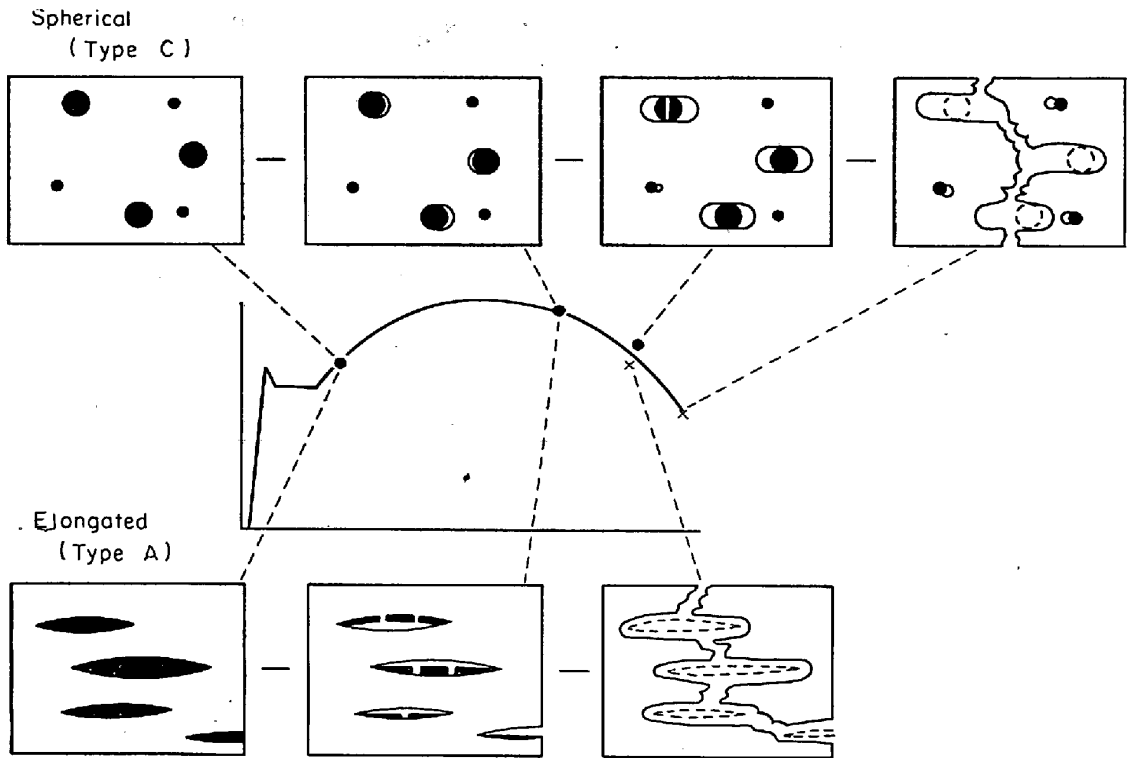


Fig. 9. Schematic diagram illustrating variation of ductility due to different shape of inclusions.

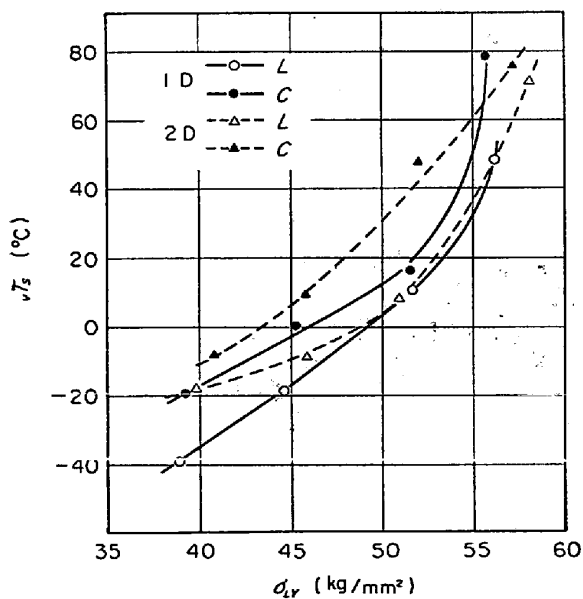


Fig. 10. Variation of fracture appearance transition temperature with strength level, sulfur content, and test direction.

味を有するものであることはいうまでもない。

4. 非金属介在物の靱性への影響

非金属介在物の靱性への影響は条件によりかなり異なるため、必ずしも統一的に理解されていない。たとえば

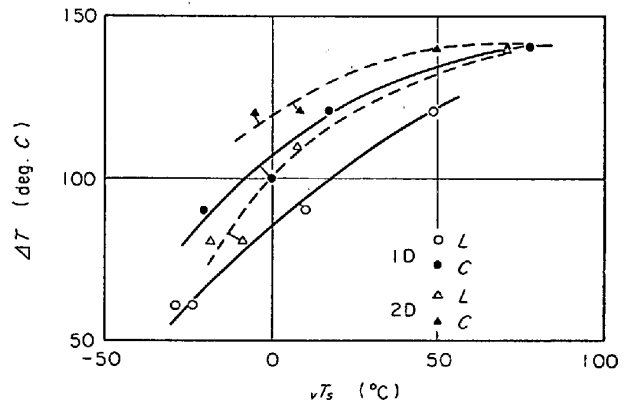


Fig. 11. Relationship between fracture appearance transition temperature (vT_s) and temperature range where transition takes place (ΔT). cf Fig. 1.

介在物は脆い第2相粒子として脆化傾向を増すと考えられているが¹⁹⁾、一方 S%(MnS)の増加は必ずしも vT_s の上昇をもたらさないことも経験的に知られている¹⁹⁾²⁰⁾。ここではシャルピー試験で評価される vT_s , ΔT , vE_s (Fig. 1 参照)のうちさきに検討した vE_s を除き、破壊様式の遷移に関する vT_s または ΔT を靱性と考えて、Table 1の供試鋼の靱性について検討、考察を加えてみる。

Fig. 10 はさきに述べたように時効処理により強度レベルを変化させた含銅鋼の 2mmV ノッチシャルピー

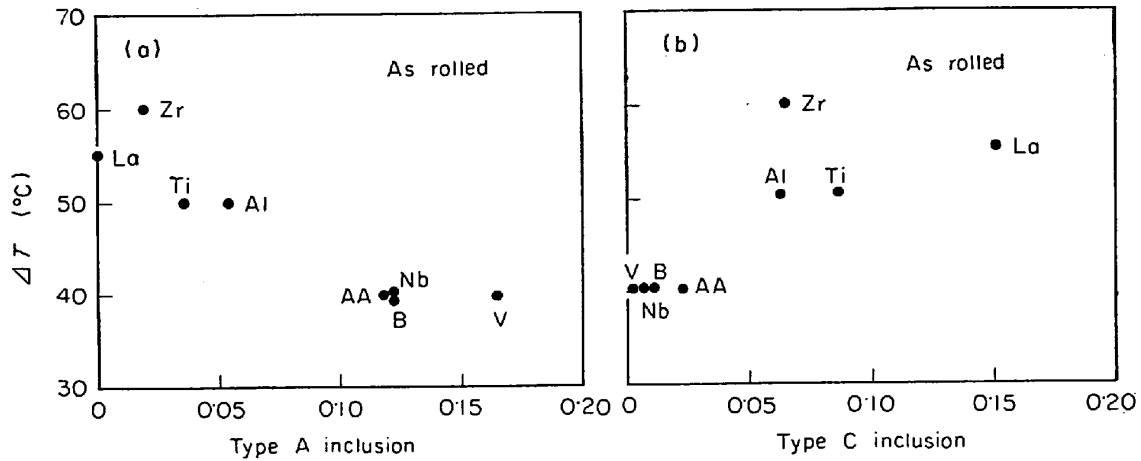


Fig. 12. Correlation between temperature range where transition takes place (ΔT) and a-elongated (Type A), or b-spherical (Type C) inclusion content evaluated by point count method.

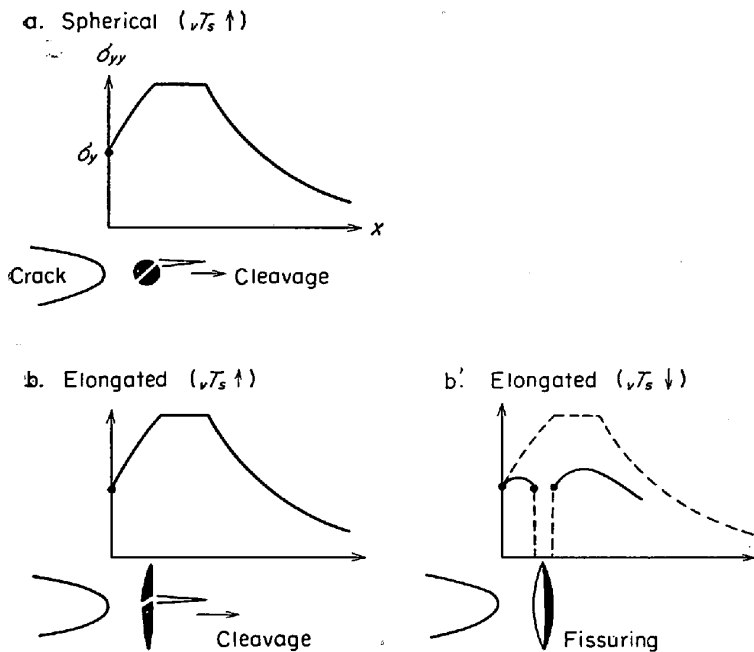


Fig. 13. Schematic diagram illustrating the effect of inclusions on transition temperature. The cracks extend in the direction perpendicular to the Fig. and tensile stress is applied in vertical (y-) direction. Inclusions generally enhance brittleness (a, b) but fissuring compensates it to some extent (b').

試験の νT_s を各強度レベルについて示したものである。ε-Cu の析出によるマトリックスの硬化のために、 νT_s は強度レベルとともに上昇するが、L方向とC方向を比較すると一般にC方向の νT_s のほうが高く、また1D(中S)と2D(高S)では2Dのほうが高い結果が得られている。Fig. 11は νT_s と ΔT の関係を示したもので、 νT_s の上昇とともに遷移の起こる温度領域の幅も広がっている。同じ νT_s で ΔT を比較すると、L方

向→C方向、あるいは中S→高Sになるにしたがって ΔT の増大が見られる。これはSまたは試験方向にもとづく脆化の方向と一致している。結局一般性についてはまだ検証すべき点はあるが、Fig. 10とFig. 11から νT_s の上昇とともに ΔT は広くなり、さらに介在物にもとづく脆化は ΔT についてはさらに付加的に加算される可能性のあることがわかる。これは機構的には脆い第2相(パーライト)の増加する場合の現象となんらかの共通点を有するものと推定される²¹⁾。ところでこのようなSによる脆化の促進は従来の経験とは一致しない。しかし νT_s が変化しないことの認められているのはMnSが非常に長く伸びやすい(〜100μ)完全キルド実用鋼である場合が多く、現在の含銅鋼のA系介在物はそれよりもかなり短い点に注意する必要がある。

つぎに「AA」～「Al」鋼について、熱間圧延温度を多少変化させて圧延のままで各鋼ともほぼ同じ νT_s (0〜−20°C) を示す状態で ΔT を比較してみた。Fig. 12はA系介在物量、C系介在物量に対して ΔT をプロットしたもので、

多少のバラツキは見られるもののA系→C系の形状の変化によつて ΔT が増大することがわかる。これはほぼ同一の νT_s で比較しても、本質的に伸びたA系介在物の方が脆化傾向のすくないことを示唆するものと考えられ、含銅鋼の場合もA系介在物の長さが比較的短くて、むしろかなりC系的傾向も有していることを考慮すれば、実は同種の問題であると思われる。

以上のことは単純化して次のように理解することがで

きる. Fig. 13 a, bは紙面に垂直な切欠またはクラックにたいし図の上下方向に応力がかかるときのクラック先端の3軸応力のうちの引張軸方向の主応力を模式的に示したものであり, 介在物が球形であるか伸長しているかを問わずクラック先端の介在物は割れにより劈開クラックの発生を促進し, その限りでは vT_s を上昇させる. しかし伸長した介在物では介在物に沿った剝離の生ずることが知られており, 極端な場合にはシャルピー試験片の破面上に介在物にもとづく微小ラミネーション (microfissuring, delamination) が観察される⁹⁾²²⁾. クラック先端にこのような伸びたA系介在物の長さに相当する剝離割れが生ずると, この部分の応力の3軸性が緩和され, その結果最大引張主応力の低下にもなつて劈開クラックの発生傾向が減じ, また巨視的な伝播は微視的にはクラック発生伝播のくり返しになるので困難になり, 結局 vT_s は低下する²³⁾(Fig. 13 b'). したがって実際のA系介在物では Fig. 13 b (vT_s 上昇), b' (vT_s 低下) の相反する効果が重畳することになり, 同じA系として分類されても介在物の長さが短いほどbの効果 (aの効果も同じ) が強くなり, 長いほど b' の効果が強くなるものと考えられる. このような模式図によれば Fig. 10~12の現象および多くの実用鋼でSが vT_s に影響しないことなどを矛盾なく説明することができる. なお付言すればA系介在物にもとづく剝離割れが生ずると, これはただちに internal neck として作用し, 延性破壊を局所化して生ぜしめる原因になるので, 当然 vE_s は低下することになる.

本報告ではB系介在物の問題はとくに取上げなかつたが, おそらくA系とC系の間性格をもつものと考えてよいであろう. またL, C方向の異方性の問題についてもふれなかつたが, これはA系介在物の伸長方向と荷重方向の相対的關係で理解できる性質のものであり, 別の機会に取上げる予定である.

5. ま と め

実用構造用鋼程度の清浄度と強度を有する実験室的な1.4% 含銅鋼および種々の微量元素を添加した低炭素鋼の延性および延性破壊について研究し, 次のような結果を得た.

(1) 延性破壊はまずA系介在物の割れ, フェライト・介在物界面の剝離による引張軸方向の割れの形成として進行し, 最終的な破断は $1\sim 0.5\mu$ 以下の微小介在物からの microvoid の生成, これらの合体によつて生じる. 破断面は前者に起因する深く大きい dimple (あるいは割れ目) と後者から形成される通常の小さな dimple か

らなつている. A系介在物による軸方向の割れは internal neck として作用し, 微小介在物にもとづく最終破断の時期を早めて延性を損う.

(2) 全非金属介在物量 (清浄度) が同じという条件ならば, A系→C系の介在物の形状の変化は延性を向上させる. これはC系介在物のほうが軸方向割れを形成しがたく, したがって internal neck として作用しにくいためである.

(3) A系介在物の損傷は塑性的になされた仕事の関数として整理され, また最終的な破断に対しては一定の臨界的な塑性仕事量の存在する可能性がある.

(4) 非金属介在物の靱性への影響は複雑であるが, 一般に介在物は脆性の傾向を増加させ, また伸長したA系の介在物は剝離的な割れによる応力緩和を起こすため脆化傾向はある程度相殺され, 破面遷移温度への影響は比較的すくないと考えられる.

本研究の実験は福重信雄君の協力により実施したもので, ここに謝意をあらわします.

文 献

- 1) たとえば, 松岡, 林: 住友金属, 22(1970) 2, p. 219~228
- 2) 山口, 谷口: 鉄と鋼, 54(1968), 10, p. S493
- 3) K. E. PUTTICK: Phil. Mag., Ser. 8, 4 (1959), p. 964
- 4) H. C. ROGERS: Trans. AIME, 218(1960), p. 498-506
- 5) C. CRUSSARD, R. BORIONE, J. PLATEAU, Y. MORILLON, and F. MARATRAY: JISI, 183 (1956), p. 146~177
- 6) R. KIESSLING: Jernkont. Ann., 153(1969), p. 79~89
- 7) たとえば W. DAHL, H. HENGSTENBERG, and C. DÜREN: Stahl u. Eisen, 86 (1966)13, p. 796-817
- 8) D. P. CLAUSING: Trans. ASM, 60 (1967), p. 504~515
- 9) 小指, 久保田: 投稿予定 (cf. 日本金属学会昭和44年度秋期大会シンポジウム講演予稿, p. 111~112)
- 10) E. HORNOGEN: Trans. ASM, 57(1964), p. 120~132
- 11) P. W. BRIDGEMAN: ibid., 32 (1944), p. 553~574
- 12) S. PATTANAIK, D. TROMAS, and J. A. LAND: Proc. Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys (1967), Suppl. to Trans. JIM, 9(1968), p. 381~387
- 13) たとえば, 岡田: 鉄と鋼, 45(1959), 9, p. 1050~1051
- 14) K. TAKASE: Proc. Int. Conf. on Strength of

- Metals and Alloys (1967), Suppl. to Trans. JIM, 9 (1968), p. 415~416
- 16) A. FUJII, M. NEMOTO, H. SUDO, and K. MOMMA: Proc. Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys (1967), Suppl. to Trans. JIM, 9 (1968), p. 374~380
- 17) J. H. BUCHER, G. C. DUDERSTADT and K. PIENE: JISI, 207 (1969) 2, p. 225~229
- 18) たとえば, C. J. McMAHON, Jr.: Fundamental Phenomena in the Materials Sciences, Vol. 4, ed. by L. J. Bonis, et al. (1967), p. 247~284 [Plenum Press]
- 19) A. G. FRANKLIN and W. J. McG. TEGART: JISI, 199 (1964), 6, p. 588~592
- 20) J. M. HODGE, R. H. FRAZIER, and F. W. BOULGER: Trans. AIME, 215 (1959), p. 745~753
- 21) K. W. BURNS and F. B. PICKERING: JISI, 202 (1964) 11, p. 899~906
- 22) B. M. KAPADIA, A. T. ENGLISH, and W. A. BACKOFEN: Trans. ASM, 55 (1962), p. 389~398
- 23) J. D. EMBURY, N. J. PETCH, A. E. WRAITH, and E. S. WRIGHT: TRANS. AIME, 239(1967) p. 114~118
-