

# Ca 添加鋼の靱性向上機構

吉田 博司\*・勝元 弘\*<sup>2</sup>・南雲 道彦\*<sup>3</sup>

Fracture Toughness Improvement Mechanism of Calcium Treated Steel

Hiroshi YOSHIDA, Hiroshi KATSUMOTO and Michihiko NAGUMO

**Synopsis :** The effect of Ca addition on fracture toughness has been examined by means of the analysis of fracture mechanics and tensile tests together with micro-structural observation. The Ca addition results in the spheroidization and reduction of the number of non-metallic inclusions, while the matrix structure does not show significant changes. Fracture mechanics test in terms of J-integral using a three point bending test shows the increase in the slope of the R-curve, indicating enhanced increase in the stable crack growth resistance. The dimple morphology on the ductile fracture surface is classified into two types, i.e. primary and secondary dimples. By Ca addition, the depth of the primary dimple and local shear area on the fracture surface increase. It implies that Ca addition causes increased local plastic deformation in the course of stable crack extension, resulting in the improvement of fracture toughness. On the other hand, effect of Ca addition does not appear in tensile test. It suggests that the effect of micro-structural factors on mechanical properties depends on the testing methods.

**Key words:** three point bending test; R-curve; J integral; fractography; toughness; stable crack growth; void; primary dimple; secondary dimple; Ca treatment; stretched zone; local shear zone.

## 1. 緒言

鋼へのCa添加は脱酸、脱硫とともに鋼の非金属介在物の減少、形状制御によって鉄鋼の性質改善に寄与し、その性質改善には数多くの報告がなされている<sup>1)</sup>。非金属介在物は一般に延性破壊に影響を与えるとされ、宮下らはCa処理焼準したフェライト・パーライト鋼の圧延直角方向の絞り値、シェルフエネルギー、異方性が通常鋼よりも改善されていることを報告している<sup>2)</sup>。この理由としては、Caの添加によって鋼中の介在物が比較的小きな球状の介在物になり、かつ分散するために、介在物に基づく微小き裂の発生率が通常鋼に比べて低くなるためとしている。また破壊靱性に対しては富田は焼鈍したフェライト・パーライト組織の低硫鋼にCaを添加することによって0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ はほとんど変化しないが、破壊歪み $\epsilon_f$ と破壊靱性 $K_{IC}$ が飛躍的に向上することを報告している<sup>3)</sup>。この理由としてCaを添加することによってCaS介在物が析出するためにMnS介在物が生じにくく、かつマトリクス中のSが非常に少なくなり、粒界へのSの偏析が生じにくくなるために粒界破壊が抑制されるためとしている。一方遅れ破壊の分野においても、高井らがSi、Caの添加により耐遅れ破壊特性が向上することを報告し、その理由として粒界の結合力強化が耐遅れ破壊特性の向上の原因であるとしている<sup>4)</sup>。

これらの議論にみられるように、Caが微小ボイド生成

核となる非金属介在物をとおして延性破壊に寄与することは明らかであるが、富田ら、高井らの結果は脆性破壊発生特性にも関与することを示唆している。鉄鋼の延性・脆性破壊遷移温度域では、一般に不安定脆性破壊発生に先立って予き裂先端の鈍化や安定延性き裂の発生と進展がある。したがって、破壊靱性には延性破壊要素と脆性破壊要素が共存する。遷移温度域での破壊過程はマクロ的にはJ積分値と安定き裂長さとの関係づけられたR曲線によって表され、延性破壊要素の寄与は予き裂先端の鈍化曲線からのずれを示す $J_{IC}$ や、安定延性き裂進展抵抗を示すR曲線の勾配で評価される。延性破壊き裂の進展抵抗は鋼の成分や組織によって異なる場合と無関係な場合があり<sup>5-8)</sup>、その系統化は残されている一つの大きな課題である。

靱性に及ぼすCa処理の効果として、Wilsonはフェライト・パーライト鋼のR曲線で安定き裂の進展抵抗が増加することを示し、介在物の形状と分布が影響を及ぼしていると報告している<sup>9)</sup>。一方、著者らは安定延性き裂進展抵抗及び脆性破壊発生特性がフェライト結晶粒界に存在する第二相粒子の比率で定義される拘束率とよい相関があることをNiとMnのバランスを変えたフェライト・パーライト鋼において示した<sup>10)</sup>。これはすべり変形の伝播が粒界で阻止されて生ずる局所変形組織が靱性に重要な役割を果たすことを意味している。

延性破壊のミクロ的な過程と靱性との関係を定量的に明

平成10年8月7日受付 平成10年11月9日受理 (Received on Aug. 7, 1998; Accepted on Nov. 9, 1998)

\* 早稲田大学理工学部 (School of Science and Engineering, Waseda University, 3-4-1 Okubo Shinjuku-ku Tokyo 169-8555)

\*<sup>2</sup> 早稲田大学大学院生 (Graduate Student, Waseda University)

\*<sup>3</sup> 早稲田大学各務記念材料技術研究所 (Kagami Memorial Laboratory for Materials Science and Technology, Waseda University)

Table 1. Chemical compositions of steels. (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Al	Ti	N	O	Ca
R steel	0.09	0.08	1.52	0.004	0.003	0.56	0.55	0.012	0.037	0.013	0.003	0.002	-
Ca steel	0.086	0.08	1.58	0.004	0.002	0.58	0.56	0.014	0.024	0.009	0.003	0.002	0.003

らかにするためには、マクロ的に求めた靱性パラメータと破面形態との関係を求め、さらに破面形態のマイクロ組織との対応を調べることが一つの方法である。延性破壊の破面はディンプル形態で特徴づけられ、靱性に対する延性破壊の寄与はディンプル形態に表れることが期待される。ディンプルは材料の局所的な破壊で生じるものであり、その形態は材料の破壊歪の指標になる。

第二相粒子から発生したディンプルの成長の度合いを表すために、Thompsonらはディンプル形態をディンプルの深さ $h$ とディンプルの直径 $W$ との比 $M$ で特徴づけ、局所的な破壊歪 $\varepsilon_{f(\text{local})}$ および $J_{IC}$ と $M$ との間に

$$\varepsilon_{f(\text{local})} = \frac{1}{3} \ln \left( \frac{M^2}{3f} \right) \dots \dots \dots (1)$$

$$J_{IC} \propto \sigma_y \frac{L}{3} \ln \left( \frac{M^2}{3f} \right) \dots \dots \dots (2)$$

の関係を提案した<sup>11)</sup>。ここに $f$ は第二相粒子の体積率、 $\sigma_y$ は降伏強さ、 $L$ は材料の微視組織的なスケールである。したがって $\varepsilon_f$ 、それによる靱性は破壊発生核（多くは非金属介在物）の体積率や破面の凹凸に依存する。重要なことは破面の凹凸形状の簡単な指標である $M$ が直接に靱性と関係していることである。さらにBrayらは多種類の超高張力鋼について $\delta_{IC}$ と第二相粒子間隔、ディンプル半径と第二相粒子の半径との比およびディンプル深さとの比などの関係を調べた<sup>12)</sup>。また、Garrisonらは延性破壊としてのミクロ的な観点から、R曲線の引裂き剛性(tearing modulus)  $T_R$ を第二相粒子の間隔とディンプル形状で表現することを提案している<sup>9)</sup>。しかし、これらのディンプルとマクロ破壊の関係は部分的には成り立つが全材料について统一的に整理することは困難であった。ディンプルは第二相粒子から発生すると考えるのが普通であるが、そうではない例も報告されており、すべり帯の交差点や転位セル壁などの変形組織に起因する微小空洞の形成が示唆されている<sup>14,15)</sup>。Caの効果もこのようなディンプル形状から調べることが出来る。

本研究の目的はCa添加が破壊靱性に及ぼす効果を破面形態と延性き裂進展抵抗の関係から調べ、遷移温度域の破壊靱性にミクロ的にどのような役割を果たしているかを明らかにすることである。

## 2. 実験方法

供試材は、極微量Caを添加したCa鋼(Ca steel)と、比較のためCaを添加しなかった鋼材(R steel)の2種類である。この供試材の化学組成をTable 1に示す。非金属介在物のもととなるSあるいはOの含有量はほぼ同じである。これらの鋼は制御圧延で製造され、1145°C加熱の後790°Cで圧延を開始し、板厚50mmに仕上げた後200°Cまで水冷されている。その後580°C、20分の焼戻し処理を行った。

組織観察はバフ研磨を行なって鏡面状態にした後、ナイタールによって腐食して光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡(SEM)で観察を行った。この時の組織写真をFig. 1に示す。組織は、擬ポリゴナルフェライトとグラニューレーベナイトの微細な混合組織となっており、介在物と微細な析出物が観察される。両試料とも微細な組織で、下部組織と思われるものも観察されたが、大きな違いは見られない。

破壊試験は3点曲げ試験と引張試験を行なった。3点曲げ試験片と引張試験片は、圧延板の板厚に対して1/4の厚さの部分から切り出した。これは熱間圧延の過程において起こりうる中心偏析の影響による靱性の低下を避けるためである。3点曲げ試験片と引張試験片の形状をFig. 2に示す。3点曲げ試験片には、7mmの機械ノッチを入れたのち3mmの疲労予き裂を導入した。

3点曲げ試験は試験速度0.5 mm/minで行い、試験温度は-130から、室温(20°C)までの8温度で行った。引張り試験は、3点曲げ試験と同様に引張速度0.5 mm/minで行い、試験温度は、-120から-40°Cまでの5温度域で行った。3点曲げ試験からR曲線の作成は弾塑性破壊靱性試験 $J_{IC}$ 試験法(JSME S001)<sup>16)</sup>に準拠して行ない、 $J$ 積分値は、Riceの簡便式、

$$J = \frac{2A}{Bb} \dots \dots \dots (3)$$

によって求めた。ここで、 $A$ は荷重-荷重点変位曲線下の面積、 $B, b$ はそれぞれ板厚、リガメント長さである。また、破断させた3点曲げ試験片の破面からストレッチゾーン長さ(Stretched Zone Width, SZW)と安定き裂長さ(Stable Crack Length, SCL)を測定し、上記の $J$ 積分値と対応させてR曲線を作成した。

次に同様に鏡面状態にした試料をSPEED法<sup>17)</sup>によって腐食し、組織、介在物を現出させた。SPEED法で腐食して現れた介在物や、延性破面上のボイドの核となっている介在物の組成を、EPMAによって分析した。

介在物の大きさと形状はSEMで観察した。Ca鋼(223K)

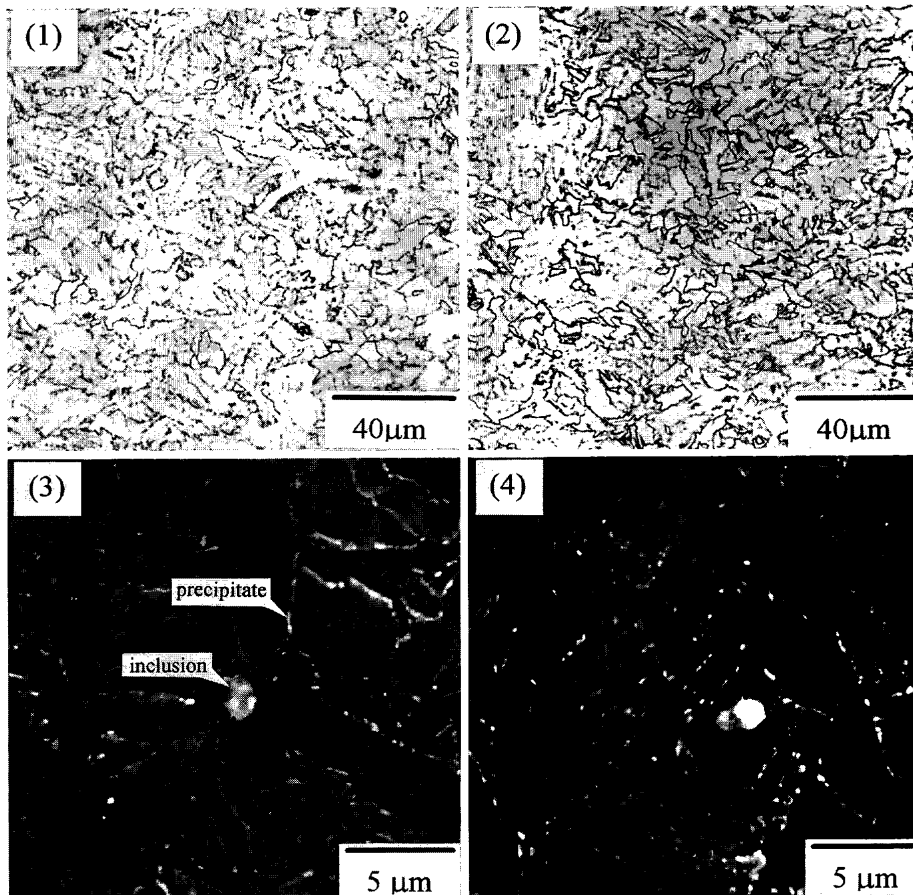


Fig. 1. Microstructures of steels. (1) optical micrograph of R steel, (2) optical micrograph of Ca steel, (3) SEM micrograph of R steels and (4) SEM micrograph of Ca steels.

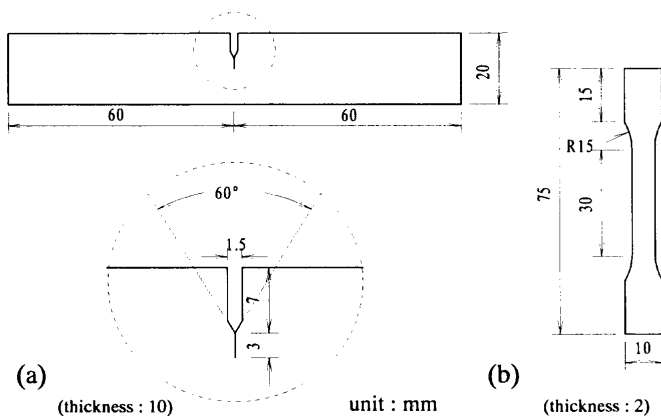


Fig. 2. Schematic view of specimen. (a) three point bending test and (b) tensile test.

とR鋼(218K)の3点曲げ試験破面から一次ディンプルの核となっている介在物をそれぞれ約50個抽出して行った。大きさは、長径と短径を測定し、その平均をとり、平均直径とした。形状については、縦横比を求めた。

ディンプルの形状を定量化するために、それぞれ遷移曲線の上部シェルフ付近の3点曲げ試験破面において、延性破面上のディンプルの大きさを測定した。具体的には、各破面をSEMで約500倍で撮影し、写真上で350μm四方の

領域内の一次ディンプルの直径をすべて測定した。ディンプルが円形でなく伸長型の場合は、楕円形に見立て長軸と短軸の平均を直径とした。

また、同時に各測定点でディンプルの深さを測定した。深さの測定は著者らが以前に報告したもの<sup>18)</sup>と同様にして行った。すなわち、SEMで約500倍で破面に対し0°、15°と角度を変えて写真を撮影する。写真上で300μm四方の領域内の一次ディンプルについて、撮影角度の異なる一組の写真の同一点の位置のずれから、ディンプルの深さ $h$ に換算した。その換算式は、式(4)を用いた。

$$h = \frac{P_0}{\sin \theta} - \frac{P}{\tan \theta} \quad \dots \dots \dots (4)$$

ここで、 $P_0$ 、 $P$ はそれぞれの角度のディンプルの底からエッジまでの距離である。さらに、二次ディンプルの大きさと深さも測定した。破面をSEMで約3500倍で写真を撮り、50μm四方の領域の二次ディンプルを30個抽出して同じ方法で測定した。さらにディンプルの発生核を特定するために、破断させた引張試験片を縦割りにして、その縦断面を研磨を行った後SEMで観察した。

次にR鋼とCa鋼の微小析出物の大きさに違いがあるかどうかを調べるために、引張試験縦断面からSEMで約3000倍で写真を撮り、写真上で50μm四方の領域にある微

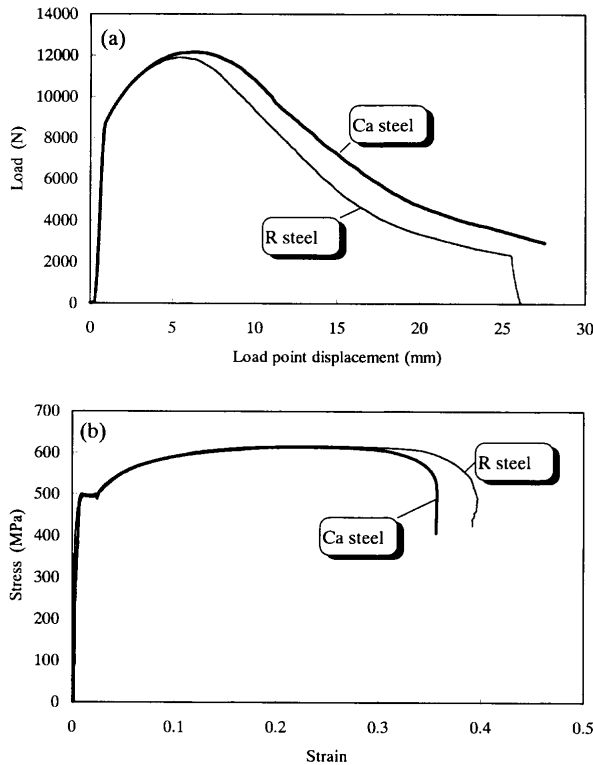


Fig. 3. (a) Load vs. load point displacement curve in three point bending test and (b) tensile curve tested at 233K.

小析出物の大きさを画像解析装置によって測定した。

また、一次ディンプルと二次ディンプルの面積率を求めるために、一次ディンプルは3点曲げ試験片縦断面から、二次ディンプルは引張試験片縦断面からそれぞれ画像解析を用いて測定した。一次ディンプルはSEMでき裂先端を500倍で写真を撮り、き裂表面から80 μmの幅をとって、き裂に沿った領域から面積率を求め、二次ディンプルは、2000倍で写真を撮り、50 μm四方の部分から求めた。

### 3. 実験結果

3点曲げ試験から得られた荷重-荷重点変位曲線を同一温度233KでCa鋼、R鋼を比較したものをFig. 3(a)に示す。これから、両系列は最大荷重に達するまでは同じような挙動をとるが、最大荷重点を過ぎてからの荷重低下挙動に差が生じ、Ca添加材ではその低下がゆるやかになっている。破面観察と併せて作成したR曲線をFig. 4に示す。図中のFは破断まで試験を行った試料、それ以外は変形途中で除荷した試料であることを示している。これから、Ca添加により安定き裂の進展抵抗が大きくなっており、Wilsonの結果と一致しているのが分かる。また、弾塑性破壊靱性  $J_{IC}$  試験方法における試験片寸法の有効条件

$$b, B \geq 25J_{IC}/\sigma_y$$

に照らし合わせてみた。ここで、 $b, B, \sigma_y$ はそれぞれ試験

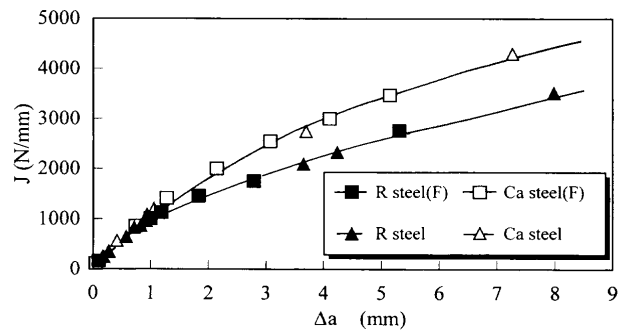


Fig. 4. R-curves of respective steels.

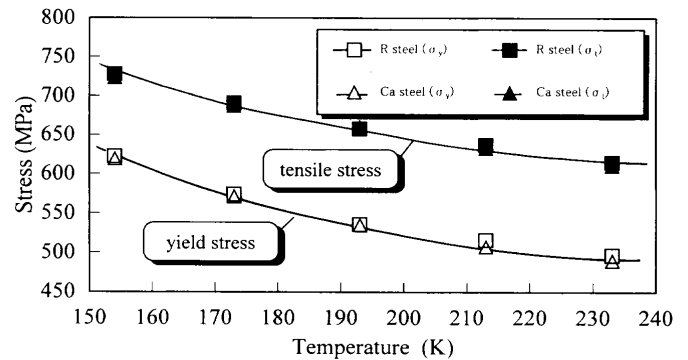


Fig. 5. Temperature dependence of yield and tensile stress.

片のリガメント幅、試験片厚さ、降伏応力であり、 $J_{IC}$ はMode Iの平面歪型延性引裂き破壊開始のJ積分値である。今回の試験温度233Kでは、Fig. 2に示した3点曲げ試験片寸法は有効条件から外れてしまうが、2鋼種間の大小関係には影響ないと考えられる。

同様に、Ca鋼とR鋼の233Kにおける引張試験の応力-歪曲線をFig. 3(b)に示す。両系列とも応力-歪曲線には3点曲げ試験で見られたような差はほとんど現れていない。他の試験温度でも引張試験を行い、それぞれの鋼の降伏応力と引張強さを測定し、その結果をFig. 5に示した。やはりどの試験温度でもCa添加による差はほとんど見られなかった。

次に、3点曲げ破面上で延性破面中のディンプル破面をFig. 6(a), (b)に示す。この写真から分かるように、両系列とも破面は20 μm程度の比較的大きな一次ディンプルとそれを取囲むようにして存在する1 μm程度の小さな二次ディンプルから成り立っているのが分かる。Ca鋼はR鋼に比べて一次ディンプルの数が少ないが一つ一つは大きく、また、二次ディンプルの領域が広い。

さらに詳細に観察すると一次ディンプル中に核となる介在物があるのが分かった。組織観察中のEPMAによる組成分析結果から、R鋼中の介在物は主にMnS,  $Al_2O_3$ であるが、Ca鋼中の介在物はCaS,  $mCaO \cdot nAl_2O_3$  (カルシウムアルミネート)である。Ca鋼の結果は蔵保らの結果<sup>19)</sup>と一致している。また、一次ディンプルの核となったと考えられる介在物の組成もEPMA分析によって、前述したものと同一

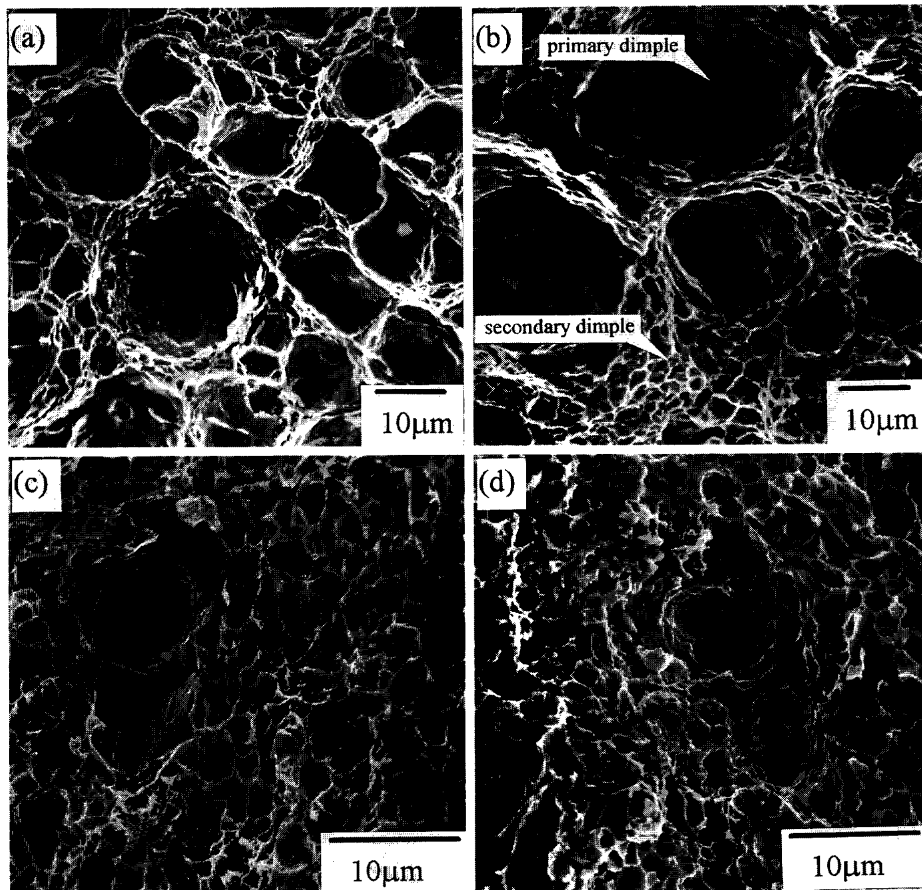


Fig. 6. SEM micrographs of fracture surfaces. (a) three point bending test of R steel, (b) three point bending test of Ca steel, (c) tensile test of R steel and (d) tensile test of Ca steel.

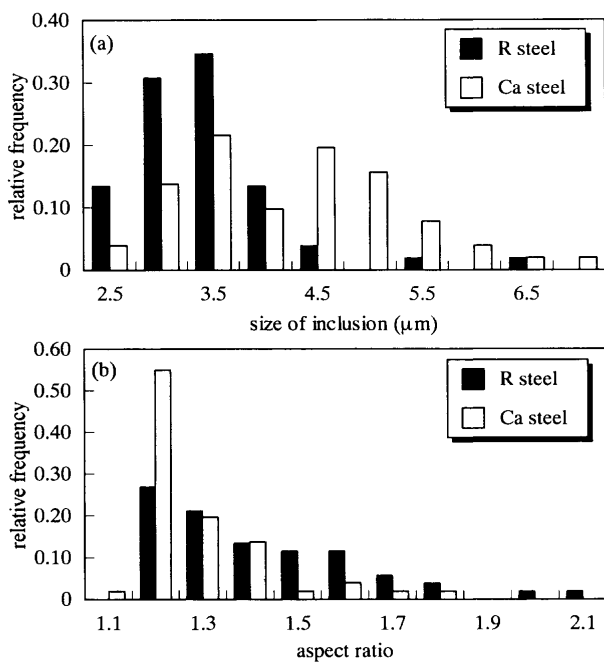


Fig. 7. Inclusion morphology of respective steels: distributions of (a) size and (b) aspect ratio of inclusions.

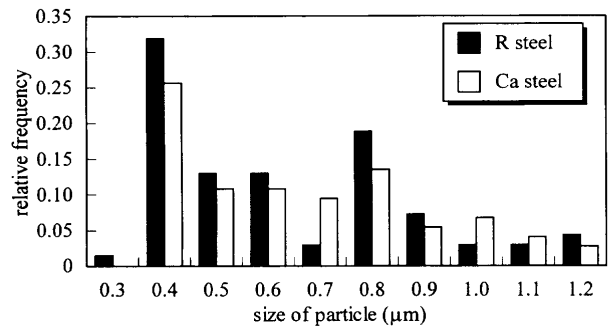


Fig. 8. Precipitate size distributions.

であることが確かめられた。この介在物の大きさおよび形状を調べるために、破面上でランダムに50個を選び、その大きさとアスペクト比を測定した。この結果をFig. 7(a)と(b)に示す。Fig. 7(a)から、Ca鋼の介在物の大きさは平均で約3.6 μm、R鋼は約2.6 μmであり、Ca添加により大きくなっていることが分かる。また、Fig. 7(b)のアスペクト比から、Ca添加によって介在物形状は球状に近くなっていることが分かる。さらに、組織写真上で見られた炭化物と思われる微小析出物の大きさも画像処理によって測定した。その結果をFig. 8に示す。Fig. 8を見ると微細析出物の大きさは両系列で差がないように思われる。以上の結果か

ら、両系列の組織の主要な違いは、一次ディンプルの起点となる非金属介在物の種類、大きさおよび形状にある。

次に、引張試験における破面をCa鋼およびR鋼についてFig. 6(c), (d)に示す。Fig. 6(a), (b)の3点曲げ試験の破面は一次ディンプルの比率が支配的であったのに対し、引張破面では二次ディンプルが主になっていることが特徴である。そしてCa添加の効果は引張り試験破面では見出しにくい。ここでは示さないが、試験片の縦断面において一次ディンプルが3 μm程度の介在物から発生しており、また二次ディンプルの連結によると思われる割れが0.5 μm程度の微小粒子から生じていることが観察された。

実験方法で述べたように、一次ディンプルの深さの定量を行った結果をFig. 9(a)に示す。ここで、 $h$ はディンプルの深さ、 $W$ はディンプルの直径である。また、 $h/W$ の平均値も図中に示す。この図を見ると、確かにCa鋼の方が一次ディンプルが大きく、かつ深いことが分かる。さらに二次ディンプルの大きさや深さについても調べ、その結果をFig. 9(b)に示す。この図から二次ディンプルは、Ca添加によってあまり大きな差はないようである。

#### 4. 考察

変形および破壊挙動に対するCa添加の効果は、Fig. 3(a)の3点曲げ試験における荷重-時間曲線で最大荷重以降の荷重低下がゆるやかになることと、Fig. 4のR曲線における安定き裂進展抵抗が増加することに表れた。一方、3点曲げ試験の破面では、Ca添加によらず一次ディンプルが主体であることが観察された。しかしCa添加によって一次ディンプルの形状に違いが現れ、Ca鋼の方が一次ディンプルが大きくかつ深くなっている。このことは、ディンプル形成における変形量が大きいことを示しており、Ca添加によってR曲線の安定き裂進展抵抗が増加するという実験結果と対応する。すなわち、破面形態とR曲線の特徴が対応する。

両系列の違いは、両系列に組織の差がほとんどないので、一次ディンプルの発生核となる介在物に起因するものと思われる。Caを添加することによって介在物の組成がMnSや $Al_2O_3$ からCaS、 $mCaO \cdot nAl_2O_3$ に変わり、かつ数が減少する。そのため一次ディンプルの発生頻度が低下することは、3点曲げ試験片の縦断面の観察において、き裂先端近傍で一次ディンプルの数がR鋼よりも少なかったことから推定される。一次ディンプルの数の減少はディンプル間の距離を大きくし、ディンプル形成に伴う変形量が大きくなると考えられる。この際に、一次ディンプルが大きく成長してそのまま連結するのではなく、微小な析出物から発生した二次ディンプルによって連結してき裂が進展する過程がある。あとで示すように、Table 2から一次ディンプル間の距離 $L_{(p)}$ はR鋼よりもCa鋼の方が大きくなっているこ

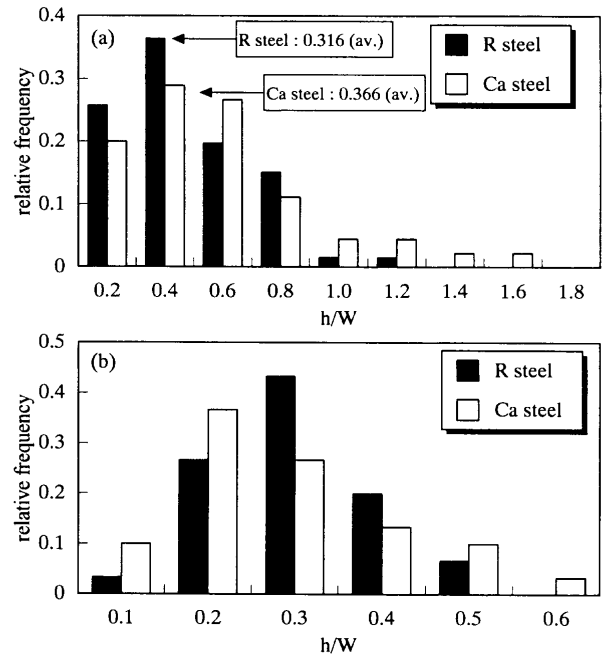


Fig. 9. Dimple morphology of respective steels: distributions of (a) primary dimple and (b) secondary dimple.

Table 2. Parameters for Thompson's relation.

	$\sigma_y$ (N/mm <sup>2</sup> )	primary dimple		secondary dimple			
		$f_{(p)}$	$M_{(p)}$	$L_{(p)}$ (mm)	$f_{(s)}$	$M_{(s)}$	$L_{(s)}$ (mm)
R steel	493	0.00448	0.316	0.0284	0.01	0.256	0.00165
Ca steel	486	0.00226	0.366	0.0331	0.0999	0.236	0.00162

Table 3. Experimental toughness data and Thompson's parameter.

	experimental data, $J_{IC}$ (N/mm)	Thompson's parameter	
		$F(M_p)$	$F(M_s)$
R steel	570	9.36	0.212
Ca steel	579	16	0.163

とから、この考えが裏づけられる。

一方、靱性に対する定量的な評価としては、緒言で述べたようにディンプル形状とR曲線で安定き裂発生時のJ積分値 $J_{IC}$ はThompsonの式で関係づけられるので、その妥当性を検討することにする。式(2)において右辺を、ディンプルの深さ $h$ と直径 $W$ の比である形状因子 $M$ の関数として $F(M)$ と置くことにする。この式に必要なデータをTable 2に示す。ここで、 $M_{(p)}$ 、 $M_{(s)}$ は実験方法で述べたように破面から求めたディンプル深さ $h$ と直径 $W$ の比の平均値であり、 $L_{(p)}$ 、 $L_{(s)}$ も同様に破面から求めたディンプル間距離の平均値である。また、 $f_{(p)}$ 、 $f_{(s)}$ は破断した試料の縦断面中で組織から発生しているディンプルを画像解析により測定したものである。Fig. 9(a)でみられたように、Ca添加によって一次ディンプルの形状因子 $M$ に差が出ていることが分かる。このデータをThompsonの式に代入して $F(M_p)$ を求めた結果を、実験による $J_{IC}$ の値と併せてTable 3に示す。

Table 4. Experimental fracture strain data and Thompson's parameter.

	experimental	Thompson's parameter	
	data, $\epsilon_f$	$\epsilon_{f(p)}$	$\epsilon_{f(s)}$
R steel	0.326	0.668	0.259
Ca steel	0.356	0.994	0.206

一方、二次ディンプルについても形状因子  $F(M_s)$  を定めることが出来て、 $J_{IC}$  に対する寄与も考えられるが、 $F(M_s)$  は一次ディンプルの  $F(M_p)$  に比べて値が小さいこと、また、破面が一次ディンプルの比率が圧倒的に大きいことから、 $J_{IC}$  の評価は  $F(M_p)$  のみで行った。

Thompsonの式では  $J_{IC}$  と  $F(M)$  の比例関係が示されているだけなので、Ca鋼とR鋼のディンプル形状からThompsonの式で求めた  $J_{IC}$  の比と、実験で直接に求めた  $J_{IC}$  の比を比較する。後者の  $J_{IC}$  の比は、

$$\frac{J_{IC}(\text{R steel})}{J_{IC}(\text{Ca steel})} = 0.967$$

であり、一方Thompsonの式による  $J_{IC}$  の比は、

$$\frac{J_{IC}(\text{R steel})}{J_{IC}(\text{Ca steel})} = 0.585$$

となる。これらの値から定性的にはCa添加によって  $J_{IC}$  が大きくなるという傾向は見られるが、定量的には実測値とディンプル形状からの推定値との差が大きいことが分かる。

そもそも、Thompsonの式は材料のマクロなパラメータである引張試験における降伏応力とミクロな局所歪の積になっており、ミクロな局所応力は考慮していないという欠点がある。このためにこの式は破壊のミクロ的な様相が異なるいろいろな材料を比較するのには適当ではないと考えられる。

一方、局所破壊歪の式

$$\epsilon_{f(\text{local})} = \frac{1}{3} \ln \left( \frac{M^2}{3f} \right)$$

は、 $M$ ,  $f$  とミクロなパラメータだけで構成されている。これと引張試験から求められる材料のマクロな破壊歪  $\epsilon_f$  との対応を考える。Fig. 3(b)の引張曲線はCa添加によってもほぼ同じ挙動を示していた。Fig. 6(c), (d)に示した破面を見ると一次ディンプルはあまり存在せず、二次ディンプルによって支配されていることは両系列で大きな差はない。Table 2の  $M$  と  $f$  の値を用いて一次ディンプルと二次ディンプルの局所破壊歪  $\epsilon_{f(p)}$ ,  $\epsilon_{f(s)}$  を計算し、引張試験の破壊歪と併せてTable 4に示す。

ポイド間の連結による延性破壊を考えると、破壊までの歪量は一次ディンプルと二次ディンプル形成のための歪量の合計で与えられるといえる。したがって、マクロな破壊

歪  $\epsilon_f$  が  $\epsilon_{f(p)}$  と  $\epsilon_{f(s)}$  の和で表されるとし、 $\epsilon_{f(s)}$  が  $\epsilon_f$  に寄与する割合を  $x$  として以下のような式を仮定した。

$$\epsilon_f = x\epsilon_{f(s)} + (1-x)\epsilon_{f(p)}$$

Table 4の値を代入すると、Ca鋼については

$$x = 0.763$$

R鋼については

$$x = 0.836$$

となり、 $\epsilon_f$  は  $\epsilon_{f(s)}$  の寄与が支配的になっている。この結果は実測される破面形態と一致していると考えられる。すなわち、マクロな引張試験の破壊歪は、一次ディンプルと二次ディンプルの局所破壊歪の和として定量的に評価できることが分かった。

さて、Ca添加の効果は3点曲げ試験で荷重-時間曲線に明瞭に表れたが、引張試験ではほとんど認められなかった。破面形態においても延性破面であるが3点曲げ試験と引張試験とで異なっていた。この原因としては試験方法によって応力場が異なるからではないかと考えられる。予き裂を持つ試験片の3点曲げ試験においては、せん断応力に比べて3軸応力が高いと考えられる。詳細は別に述べるが、このことは有限要素法による解析で確かめられる。McClintockらが示したように微小空洞は3軸応力で成長するので<sup>20)</sup>、当然3点曲げ試験では一次ディンプルが発生、成長し易くなり、破面は一次ディンプルが主体になると考えられる。一方、引張試験ではせん断応力は引張応力に比べて同程度かそれ以上になるので、せん断応力支配の破壊になると考えられる。すなわち引張試験ではせん断応力が大きいために本来ポイドが発生しにくい微小な析出物からポイドが発生し、そのせん断的な連結によって破面は二次ディンプルが主体の形態になると考えられる。したがって、介在物制御の靱性に対する効果は、試験片形状や負荷条件によって異なることが予想される。

靱性のマクロ的な評価であるR曲線は、局所的な破壊の情報を与えるディンプル形状だけでは不十分であることに注意が必要である。Fig.10に広い範囲の破面を示したが、延性破面は、ストレッチゾーン、一次および二次ディンプルだけではなく、所々にストレッチされたような領域が観察される。このセミマクロな領域をシェアゾーンと呼ぶ。シェアゾーン形成のメカニズムは、ストレッチゾーンと同じように試料内部に生成したき裂先端の鈍化によるものと考えられる<sup>21)</sup>。シェアゾーンを形成する際の仕事はR曲線の鈍化直線から評価され、安定延性き裂成長抵抗よりも大きいと考えられる。著者らは先にフェライト・パーライト鋼について延性破面中でシェアゾーンの割合を測定し、シェアゾーンがR曲線に大きく寄与することを明らかにしている<sup>18)</sup>。この方法を今回の材料に適用し、シェアゾ

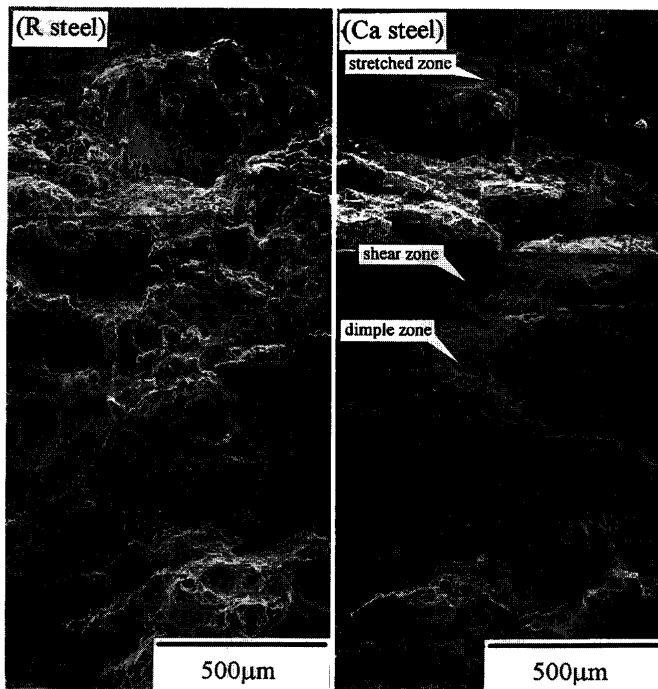


Fig. 10. Macroscopic fracture surface appearances of the steels showing different roughness.

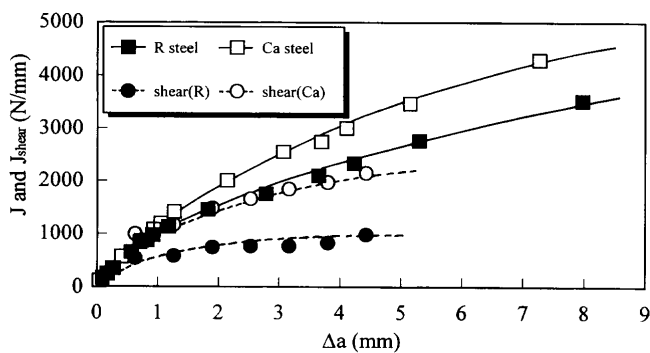


Fig. 11. Comparison of R-curves calculated from contributions by local shear zones with observed ones for each steels.

ン長さの実測値と、シエアゾーン進展抵抗をR曲線の鈍化域での進展抵抗で代表させてR曲線を計算した。その結果をFig.11に示した。この図から、確かにシエアゾーンがR曲線に寄与していることが確認でき、Ca鋼ではその寄与が大きいことが分かる。すなわち、Ca添加により、一次ディンプルの起点となる介在物数が減少して個々のディンプル形成に要する仕事が増加するとともに、シエアゾーンを生成し易くなっていると考えられる。

## 5. 結言

Ca鋼と比較材の破壊靱性試験及び組織、破面の詳細な

定量解析から、以下の結論を得た。

(1) Ca添加により3点曲げ試験から求められるR曲線の勾配が増加し、延性き裂伝播抵抗が増大する。

(2) 延性破面中のディンプル形状の定量解析から、Ca添加により一次ディンプルの数は少なくなるが、個々の形状は大きく、かつ深くなっており、ディンプル形成に要する仕事が増加していると思われる。

(3) 延性破壊靱性値 $J_{IC}$ は一次ディンプル形状からThompsonの式では定量的に評価することは困難である。

(4) 3点曲げ試験と引張試験では破面形態が異なる。これは3点曲げ試験と引張試験での応力状態の違いによると考えられ、介在物制御の靱性に対する効果は、試験片形状や負荷条件によって異なることが予想される。

(5) 3点曲げ試験片の破面にはCa添加によりシエアゾーンが生成し、一次ディンプル形成のエネルギーに加えてR曲線の延性き裂伝播抵抗に寄与する。

本研究の実施にあたり、試料の提供を頂いた新日本製鐵(株)為広博博士、初期の実験に携わった早稲田大学大学院学生(現・住友金属工業(株))菊池淳氏に感謝いたします。

## 文 献

- 鉄鋼と合金元素(上), 日本学術振興会製鋼第19委員会編, 誠文堂新光社, 東京, (1971).
- Y.Miyashita and K.Nishikawa: *Tetsu-to-Hagané*, **10** (1972), 1456.
- Y.Tomita: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **40** (1991), 663.
- K.Takai, J.Seki, E.Sakita and K.Takayama: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 685.
- M.Koide, A.Kikuchi, T.Yagi and M.Nagumo: *Mater. Sci. Eng. A*, **A176** (1994), 171.
- G.T.Hahn: *Metall. Trans. A*, **15A** (1984), 947.
- H.G.Wilsdorf: *Mater. Sci. Eng.*, **59** (1983), 1.
- Y.Fujii, A.Kikuchi and M.Nagumo: *Metall. Mater. Trans. A*, **27A** (1996), 469.
- A.D.Wilson: *J. Eng. Mater. Technol.*, **101** (1979), 265.
- T.Yagi, A.Ito and M.Nagumo: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 225.
- A.W.Thompson and M.F.Ashby: *Scr. Metall.*, **18** (1984), 127.
- J.W.Bray, K.J.Handerhan, W.M.Garrison, Jr., and A.W.Thompson: *Metall. Trans. A*, **23A** (1992), 485.
- K.J.Handerhan and W.M.Garrison, Jr.: *Metall. Trans. A*, **19A** (1988), 2989.
- A.D.Wilson: *J. Eng. Mater. Technol.*, **101** (1979), 265.
- R.H.Van Stone, T.B.Cox, J.R.Law, Jr. and J.A.Psioda: *Int. Met. Rev.*, **30** (1985), 157.
- JSME S 001: 弾塑性破壊靱性 $J_{IC}$ 試験方法, 日本機械学会基準, 東京, (1981).
- F.Kurosawa, I.Taguchi and R.Matsumoto: *J. Jpn. Inst. Met.*, **44** (1980), 539.
- H.Yoshida and M.Nagumo: *Metall. Trans. A*, **29A** (1998), 279.
- H.Kurayasu, T.Takayama, S.Hinoya and Y.Shirota: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 1017.
- F.A.McClintock, *Fracture vol. III*, Academic Press, New York, (1971), 47.
- C.D.Beachem and G.R.Yoder: *Metall. Trans.*, **4** (1973), 1145.