

論 文

UDC 621.785.377 : 621.73.011

鋼の冷間鍛造性におよぼす球状化程度の効果*

井上 毅**・落田 義隆**・木下 修司***

The Effect of Degree of Spheroidization on the Cold Forgeability of Steel

Tsuyoshi INOUE, Yoshitaka OCHIDA, and Shushi KINOSHITA

Synopsis:

The cold forgeability has been studied using a medium carbon steel, (0.48%C), spheroidize-annealed to give a wide variation of degree of spheroidization.

The degree of spheroidization varies with the temperatures and insufficient degrees are brought about with both higher and lower temperatures than the optimum. A spheroidization treatment with lower temperatures gives the structure containing the unresolved pearlite, whereas the treatment with higher temperatures reforms well-defined pearlite.

The degree of spheroidization has a minor effect on the deformation resistance (strength), it, however, has a pronounced effect on the formability (ductility). Although the unresolved pearlite deteriorates the ductility to a less extent, the reformed pearlite impairs it noticeably.

The microscopic observation has been carried out by means of scanning electron microscopy on the ductile fracture process to interpret the results mentioned above. The observation substantiates that voids associated with fully or partially spheroidized carbides tend to grow separately along the tensile axis and to consume a considerable amount of the strain to fracture after void initiation. On the other hand, voids with reformed pearlite are ready to grow to the size as large as pearlite nodules and to propagate in the transverse direction.

The difference in ductile fracture behavior is expected to account for the effect of degree of spheroidization on ductility.

1. 緒 言

冷間鍛造用鋼は軟化および加工性の改善を目的として冷間鍛造前に球状化焼なましが行なわれることが多い。従来材料の変形能(加工性)はほぼ硬さに逆比例するので硬さで変形能を評価できるものとし、また球状化程度と硬さの間には一定の関係があり球状化程度がよくなるにつれて硬さは低下するものとして硬さの低下を主目的として球状化焼なましが行なわれ、球状化程度の管理も硬さ測定や光学顕微鏡による組織概観などによつて行なわれてきた。しかし、近年きわめて苛酷な条件で冷間鍛造が行なわれる機会が多くなるにつれて硬さを中心とした冷間鍛造性の評価では必ずしも十分ではなく、むしろすぐれた変形能そのものがより重要な要因となり、いわゆる冷間鍛造性により球状化程度が管理されることが望まれている。

ところが、球状化程度と冷間鍛造性の関係についてくわしく調べた報告は少ない。また球状化程度といつても、関連する多くの組織要因をひつくるめた経験的な概念でしかなく、これらの組織要因が冷間鍛造性にどのような効果をもつかは明らかにされていない。

本研究では中炭素機械構造用鋼である S40C を用い、球状化程度と冷間鍛造性の関係を調べるとともに、球状化程度に関連する組織要因のうち、どのような要因が冷間鍛造性に大きな効果をもつかという点に着目して調べた。また得られた結果について、特に重要と思われる変形能におよぼす組織要因の効果について、延性破壊過程のボイドの発生と成長の観点から考察を行なった。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材

Table 1 に供試材の化学組成を示す。供試材は JIS 規

* 昭和 47 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 49 年 7 月 17 日受付 (Received July 17, 1974)

** (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel Ltd., Wakinohama, Fukiai-ku, Kobe, 651)

*** (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Kobe Steel Ltd.)

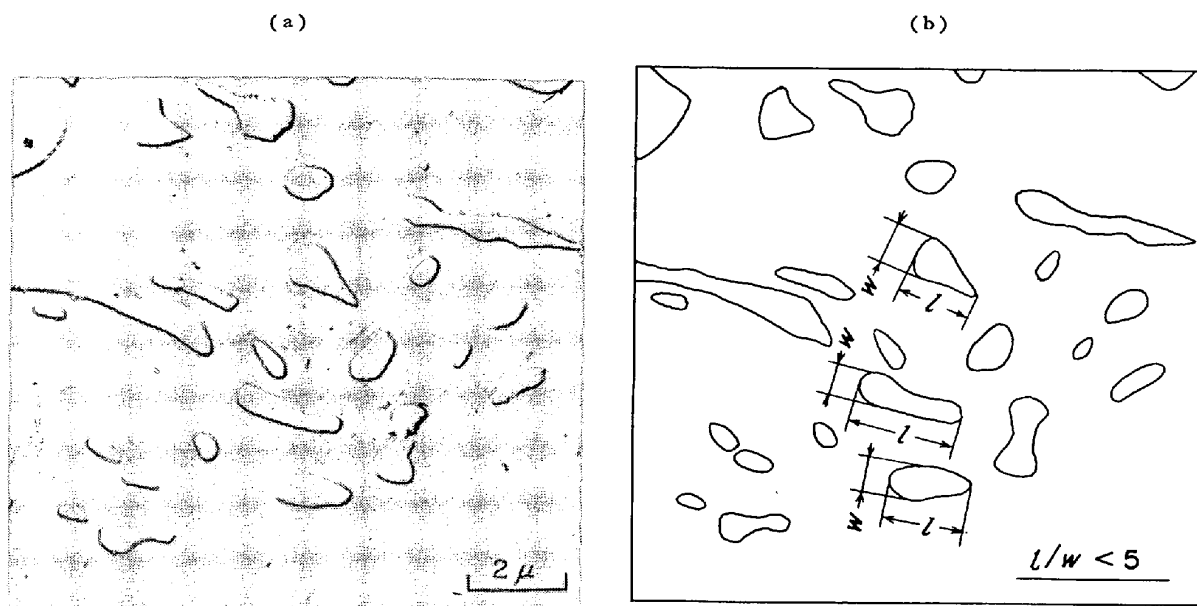


Photo. 1. (a) Partially spheroidized carbides. Dimensional measurements are carried out as illustrated in (b) and carbide with aspect ratio (l/w) less than 5 is defined spheroidal.

Table 1. Chemical composition of steel (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Al
0.39	0.30	0.82	0.010	0.007	0.003

格 S40C とし、高周波真空溶解により 90 kg 鋼塊としたのち 13 mm ϕ に熱間で鍛伸した。試験片は種々の球状化程度になるように熱処理をしたのち機械加工により作成し、引張試験および圧縮試験により冷間鍛造性を調査した。

2.2 球状化熱処理

球状化熱処理には多くの方法があるが、ここでは一般に冷間鍛造前工程として広く用いられている徐冷法を用いた。徐冷法は焼ならしにより生成したフェライト+パーライト組織を A_1 点よりもやや高い温度に加熱し、適当な時間保持することにより炭化物を一部固溶させたのち、徐冷することにより球状化を行なわせる方法である。本実験では、Fig. 1 に示す方法で行なった。この方法により球状化程度を変えるために、最高加熱温度 (T) を 690°C から 790°C まで変え、保持時間、冷却速度などは一定とした。

2.3 組織解析

上記熱処理後の球状化程度を解析するために光学および電子顕微鏡 (レプリカ法) により組織観察を行なった。さらに球状化程度を定量的に解析するために、組織要因として (1) 球状炭化物分率 (F_{sc})、(2) 球状炭化物粒径 (D_{sc})、(3) 層状パーライトノジュール径 (D_{LP})、

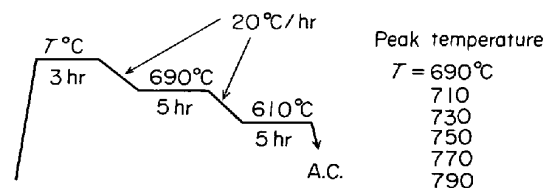


Fig. 1. Heat program of spheroidization. Peak temperature (T) is changed to vary the degree of spheroidization.

(4) 層状パーライト分率 (F_{LP}) を測定した。各組織要因の測定法および定義を以下に示す。

(1) 球状炭化物分率 (F_{sc})

各組織について無作為に撮影した電顕写真を 4000 倍になるように引伸ばし、Photo. 1 に示すような方法で個々の炭化物の長軸および短軸を測定し、長軸/短軸の比が 5 以下のものを球状炭化物とした。各組織についてそれぞれ約 1000 個の炭化物を測定し、

$$F_{sc} = \frac{\text{球状炭化物数}}{\text{測定炭化物総数}} \times 100 (\%)$$

とした。

(2) 球状炭化物粒径 (D_{sc})

上記のように定義した球状炭化物について、それぞれを面積が等価な円に近似し、その等価円の直径に、立体球直径への補正係数 ($\sqrt{3}/2$) を乗じて炭化物粒径とし、それらの総平均をもつて D_{sc} とした。

(3) 層状パーライト・ノジュール径 (D_{LP})

球状化が不完全な場合に存在するラメラ・パーライ

トのノジュール径をもつて (D_{LP}) とした。測定は 400 倍となるように引伸ばした写真から個々のパーライト・ジュールを面積等価な円に近似し、(2) の場合と同様にして算定した。

(4) 層状パーライト分率 (F_{LP})

測定総面積に対する上記のパーライト・ノジュールの面積の総和の百分率とした。

2.4 冷間鍛造性の評価

冷間鍛造性の評価要因として変形抵抗・加工硬化率および変形能を取りあげた。冷間鍛造性がすぐれていること、すなわち冷間鍛造を容易に行なえることは、変形抵抗、加工硬化率が小さく、変形能が大きいことである。変形抵抗については材料硬さ、引張試験による引張強さとし、加工硬化率については引張試験による荷重-伸び曲線を真応力 (σ)-真ひずみ (ϵ) 曲線に変換し、 $\epsilon = 0.8$ における $d\sigma/d\epsilon$ の値をもつて加工硬化率とした。引張試験片は、直径 7 mm ϕ 、平行部長さ 30 mm、標点距離 25 mm とし、試験は島津製オートグラフを用い試験温度は常温、ひずみ速度はクロスヘッド速度 5 mm/min (初期 $\dot{\epsilon} = 2.78 \times 10^{-3}$ / sec) で行なつた。また変形能については引張試験の絞り値またはそれを対数ひずみで示した破壊延性値を用いたが、据込み鍛造のように変形様式が引張試験と異なる場合には必ずしも冷間鍛造における変形能と引張試験の絞りは相関性がないときもあり¹⁾、ここでは圧縮試験による圧縮割れ発生限界も測定した。

圧縮試験は高さ 15 mm、直径 10 mm の円柱状の試験片を用い、端面の摩擦の差による影響をなくすために、試験片端面と接触する上下の金型面に深さ 0.03 mm 間隔 0.5 mm の同心円状の溝をもつた拘束型のダイスを用いて行なつた。試験片の初期高さを H_0 、圧縮後の高さを H とし $(H_0 - H)/H_0 \times 100$ (%) を圧縮率とした。割れ発生限界 (Critical Compression Limit, C. C. L. と略す) は、圧縮率 2.5% 間隔で、各圧縮率について 10 個の試験片を圧縮し、試験片側面の割れの有無を目視で判定し、全試験片とも割れることなく圧縮しうる最大の圧縮率をもつて定めた。

2.5 延性破壊過程の観察

球状化程度が変形能におよぼす効果について考察するために、延性破壊過程について調べた。延性破壊はボイドの発生およびその成長からなっているといわれており、変形能の考察にはボイドとの関連において組織要因が延性破壊過程の各段階にどのような効果をもつかを知ることは特に重要である。観察は引張試験での破断後の試験片の縦断面 (Photo. 2) の中心線に沿って行ない、

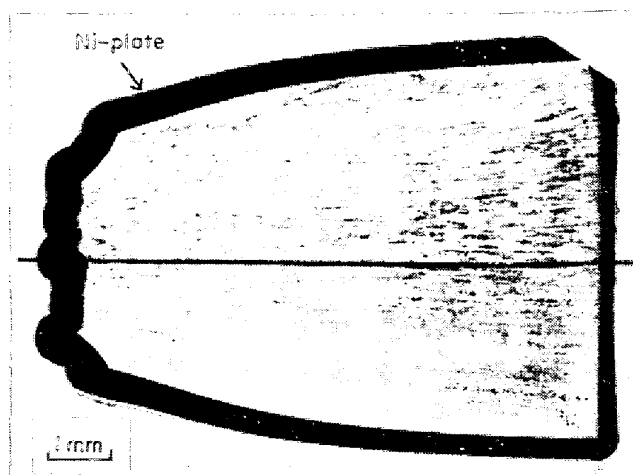


Photo. 2. Longitudinal section of a fractured tensile specimen. Void observation was carried out along the solid line.

観察場所のひずみ量は、破面からの距離とそこでの試験片直径から計算した。レプリカ法による観察では、観察位置が正確につかめないため、SEM (走査型電顕) を用いて観察を行なつた。

3. 実験結果および考察

3.1 徐冷法における最高加熱温度と球状化程度

Photo. 3 に徐冷法により保持温度を 690°C から 790°C まで 20°C 間隔で変えたときの顕微鏡組織を示す。各組織とも球状炭化物と層状パーライトが混在しているが、球状化程度は 730°C のときが最も良好であり、この温度を境にして高くとも低くとも悪くなっている。

2.2 で述べたように徐冷法による球状化処理においては、最高加熱温度が低すぎるときには溶け込みが不完全であり処理後もパーライトが残存し、また最高加熱温度が高すぎるときには析出の中心を失ない徐冷中に新たに層状のパーライトが再生される。ここでは前者を残存パーライト、後者を再生パーライトと区別する。再生パーライトは一般に焼ならしによるパーライトよりも変態生成温度が高いため層間隔が大きく、ノジュール径も大きい。本実験における球状化処理においても、730°C を境としてそれよりも最高加熱度が低いときには残存パーライトが、高いときには再生パーライトが認められる。

3.2 最高加熱温度と組織要因

Fig. 2 に最高加熱温度による組織要因の変化を示す。まず球状化炭化物率 (F_{sc}) の変化を見ると、最高加熱温度が 730°C までは温度が高くなるにつれて F_{sc} は増大し、730°C で極大を示し、それ以上の温度では、高くなるほど低下する。また当然のことながら層状パーライト面積率 (F_{LP}) は、 F_{sc} とは逆の挙動を示し 730°C で最



Photo. 3. Microstructures after spheroidization with peak temperatures (T) defined in Fig. 1. (a) $T=690^{\circ}\text{C}$, (b) 710°C , (c) 730°C , (d) 750°C , (e) 770°C and (f) 790°C . 730°C is the optimum for spheroidization and lower temperatures give unresolved pearlite and higher temperatures reform well-defined pearlite.

も低い値となつている。球状炭化物粒径 (D_{Sc}) は最高加熱温度が 750°C までは温度が高くなるほど大きくなり、再び 790°C では小さくなつている。 790°C で小さくなつているのは写真からもわかるように、きわめて小さい炭化物が多数存在するためであり、注意すべきことは平均としての炭化物粒径は小さいが一部には大きな炭化物も存在していることである。つぎに、パーライト・

ノジュールの大きさ (D_{LP}) を見ると、 690°C から 710°C でやや大きくなつているがその後ほぼ一定であり、 770°C 以上になると急激に大きくなつている。これは 770°C 以上になると前にも述べた再生パーライトが顕著に現われてくることと対応している。

3.3 最高加熱温度と冷間鍛造性の関係

Fig. 3 に最高加熱温度と冷間鍛造性を評価するため

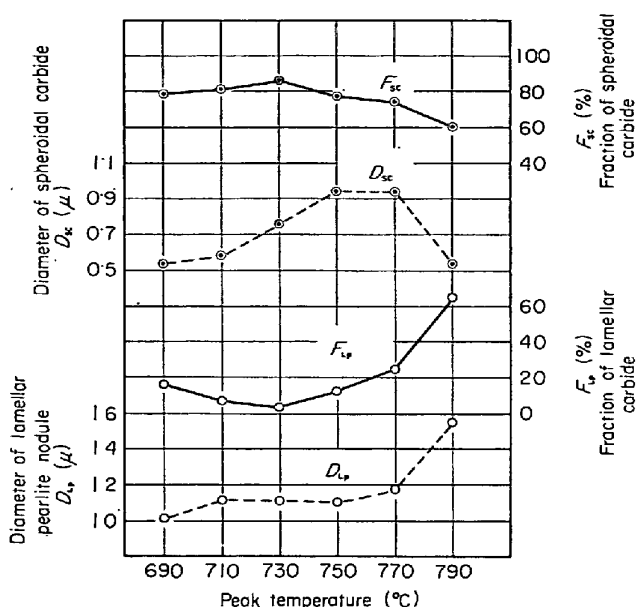


Fig. 2. Variation of structural parameters, D_{SC} , D_{LP} , F_{SC} and F_{LP} , with peak temperature of spheroidization defined in Fig. 1.

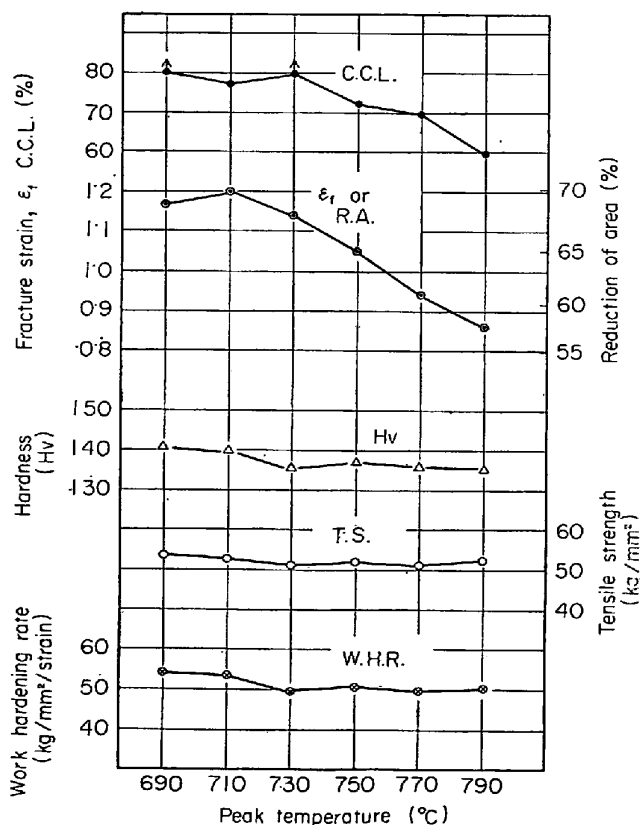


Fig. 3. Relationship between mechanical properties and peak temperature.

の機械的性質の関係を示す。この結果から注目すべきことは、まず最高加熱温度が変化しても引張強さや硬さはほとんど変化していないことであり、それに反して、絞

り、C.C.L.などの変形能は大きく変化していることである。すなわち、球状化程度が悪く、残存パーライトや再生パーライトが存在しても、引張強さなどの強度要因の変化は少なく、従来のような硬さなどによる球状化程度の管理では不十分であることを示している。

徐冷法による球状化程度に対して、引張強さなどの変形抵抗要因が不敏感なのに反し、変形能要因は敏感であり、特に最高加熱温度が750°C以上となり再生パーライトが顕著に現われてくると変形能が目立って低下してくるのが認められる。これらの原因について考えるために、個々の組織要因と冷間鍛造性の関係について検討する。

3.4 組織要因と冷間鍛造性の関係

前掲 Fig. 2 および 3 の結果の比較から組織要因と冷間鍛造性の関係について検討する。冷間鍛造性要因のうち変形抵抗(引張強さ)については、組織要因が変化しても、結果的にほとんど変化しておらず、各組織要因がどのような効果をもつかについては解析できなかった。

結果的に引張強さがほとんど変化していない原因については、Fig. 1 に示した熱処理方法からもわかるように、最高加熱温度によつてオーステナイト中に溶け込むC量に差はあつても、十分な徐冷および変態完了後の保持段階により固溶C量にはほとんど差がないと考えられることによると思われる。また組織要因についても残存パーライト域ではパーライト分率は小さいが層間隔やフェライト行程も小さく、逆に再生パーライト域ではパーライト分率は大きいパーライトの層間隔やフェライト行程も大きく、強度に効果をもつと考えられるこれらの2次的要因が相殺されるためであると予想される。

変形能の変化は概略としては F_{SC} および F_{LP} の変化と対応しており、 F_{SC} が大きいほど、また F_{LP} が小さいほど変形能は大きくなる傾向を示している。

このことは、層状パーライト中のセメタイトが分断されて球状化が進行するとともに変形能は向上し、再生パーライトが生成されると変形能は低下してくることを示している。しかし細部については F_{SC} または F_{LP} の変化だけでは変形能の挙動を説明できない。たとえば、最高加熱温度が690°Cと750°Cでは F_{LP} , F_{SC} がほとんど同じであるにもかかわらず、変形能は750°Cの方がはるかに低い値を示している。このような挙動を説明するためにはさらに D_{SC} または D_{LP} の変形能におよぼす効果を考慮する必要があると考えられる。いま690°Cと750°Cを比較する場合、750°Cの方が D_{SC} および D_{LP} は大きい。すなわち、 F_{LP} , F_{SC} が同じであれば、 D_{SC} または D_{LP} が大きい方が変形能は低くなると考え

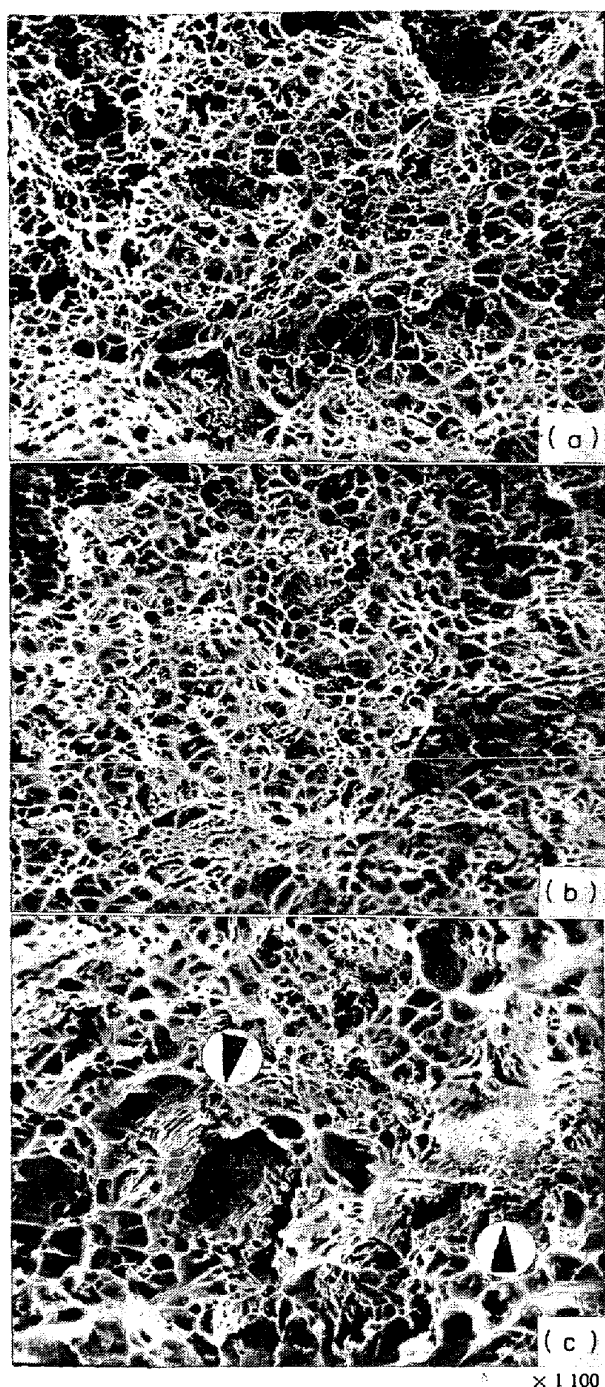


Photo. 4. Fractographs of tensile specimens spheroidized at (a) 690°C, (b) 730°C and (c) 790°C. Fully or partially spheroidized structures ((a) and (b)) reveal uniformly dispersed fine dimples, whereas well-defined pearlite (c) reveals large dimples with pearlite lamellae as indicated by arrows.

られる。これらの原因および D_{SC} と D_{LP} のどちらの効果が大きいかなどの点に関しては、延性破壊過程におけるボイドの発生、成長と関連した問題であると考えられるので、これらの観察結果とあわせて次節で考察する。

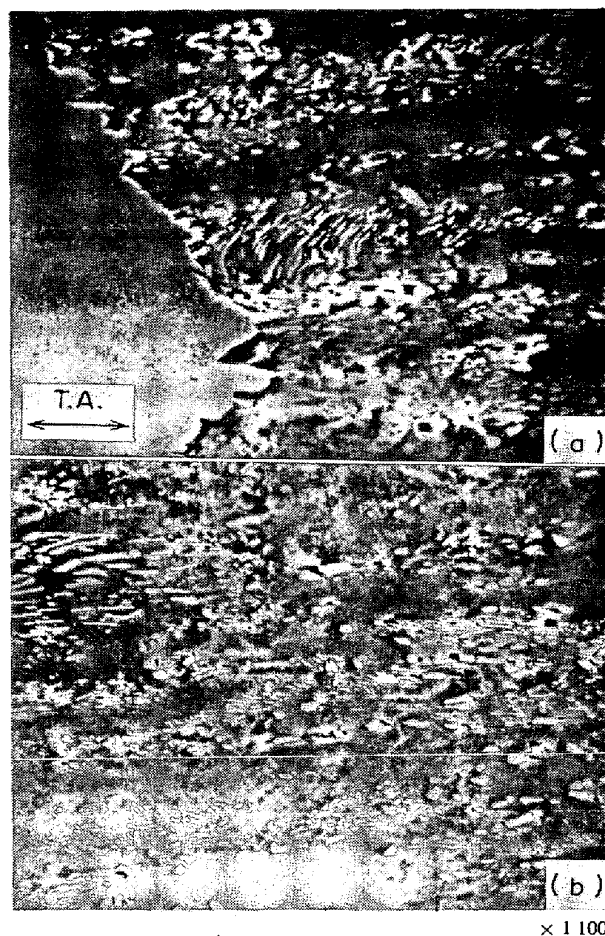


Photo. 5. Features of voids in the specimen spheroidized at 690°C, strained to (a) $\epsilon=1.19$ (immediately underneath fracture surface) and (b) $\epsilon=0.52$. Voids initiate at around $\epsilon=0.5$ and tend to grow separately along tensile axis.

3.5 延性破壊過程におよぼす球状化程度の効果

延性破壊過程の観察は、炭化物の析出形態に着目し、球状化程度の異なる3つの場合、すなわち、残存パーライトが見られる最高加熱温度が 690°C のもの、最も球状化程度がよいと思われる 730°C のもの、および再生パーライトが見られる 790°C のものについて行なった。

Photo. 4 に引張試験の破断後の破面を示す。破面はすべてディンプルのみられる延性破面であるが、変形能のよい最高加熱温度 690, 730°C で球状化処理をした材料(以下 690, 730°C 処理材と略記する)ではほぼ均一なディンプルからなっているのに対し、変形能が低下している 790°C 材ではディンプルの大きさがいちじるしく不均一となり、破面には層状パーライト(矢印で示す)が多く認められる。

Photo. 5 (a) は 690°C 処理材の引張破面直下(観察場所でのひずみ ϵ は破壊延性 ϵ_f にほぼ等しく、 $\epsilon \approx \epsilon_f$

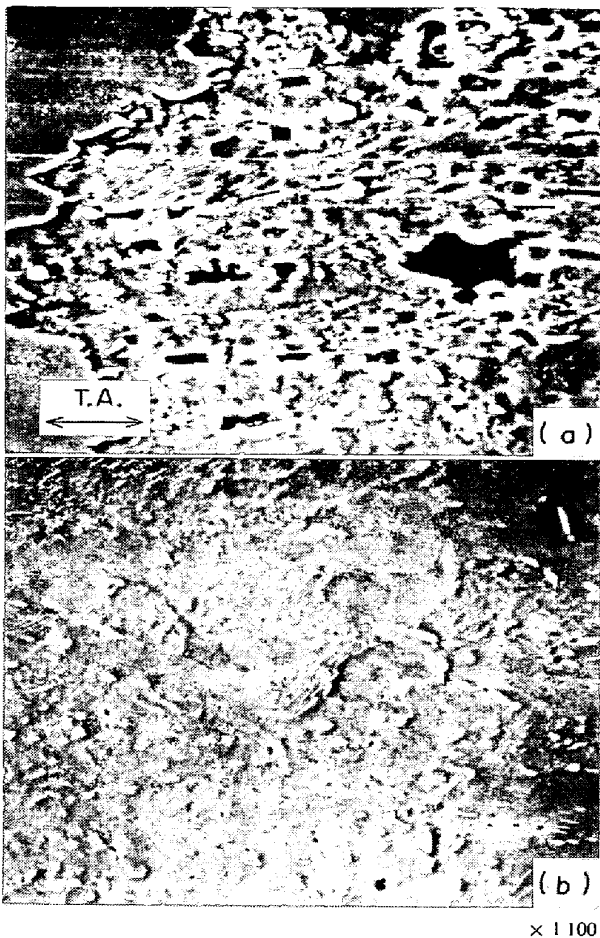


Photo. 6. Voids in the specimen spheroidized at 730°C, strained to (a) $\epsilon=1.18$ and (b) $\epsilon=0.52$. Features of voids are similar to those mentioned in Photo. 5.

$\epsilon=1.19$) での, Photo. 5 (b) は変形途中 ($\epsilon=1.0$) での炭化物にともなうボイドの様子を示す。690°C では球状化程度は不完全ではあるが, セメントタイトの分断はかなり進行しており, ボイドは分断された個々の炭化物に発生し, 破断直前では個々のボイドが引張軸方向 (写真の水平方向) に引伸ばされている。

つぎに 730°C 処理材について Photo. 6 (a), (b) に示す。(a) は破面直下 ($\epsilon=\epsilon_f=1.18$), (b) は変形途中 ($\epsilon=0.52$) のボイドの様子を示す。730°C 処理材での延性破壊過程は前に示した 690°C の場合とほぼ同じで, ボイドは破断直前まで引張軸方向に長く伸ばされ, ボイド発生後かなり大きなひずみをとめたことを示している。

以上のように, 変形能のよい 690°C, 730°C 処理材ではボイドは比較的小さいひずみ ($\epsilon=0.5\sim0.6$) で発生するが, 最終破断直前までは個々のボイドがあまり連結することなく単独で引張軸方向に成長しているのが特徴である。

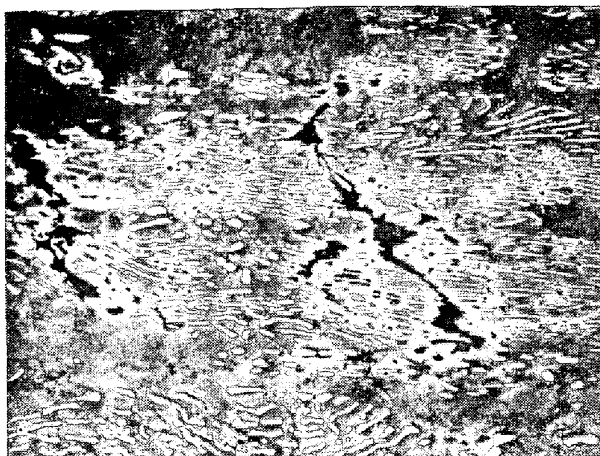


Photo. 7. Voids associated with pearlite nodule in the specimen spheroidized at 790°C, strained to $\epsilon=0.87$. Voids grown to the size of pearlite nodule can be seen immediately underneath fracture surface.



Photo. 8. Early stage of void initiation within pearlite nodule in the specimen spheroidized at 790°C, strained to $\epsilon=0.84$.

これに反し, 再生パーライトが生成され, 変形能の低下している 790°C 処理材ではかなり異なった様相を呈している。Photo. 7 は 790°C 処理材 ($\epsilon_f=0.87$) の破面直下を示す。破面直下では前に示した 690, 730°C 処理材のような引張軸方向に伸びたボイドはほとんど認められず, パーライト・ノジュールが1つの単位として割れた大きなボイドが見られ, それが破面に顔を出しているのが認められる。これは Photo. 3 での破面上に認められた層状パーライトと対応している。Photo. 8 および Photo. 9 はともに 790°C 処理材の $\epsilon=0.84$ 附近での様子を示す。Photo. 9 はノジュール径にまで拡がったボイドを, Photo. 8 はその前段階と思われるものを示す。



×1100

Photo. 9. Voids grown to pearlite nodule in the specimen spheroidized at 790°C, strained to $\epsilon=0.84$.

パーライト・ノジュールにともなうボイドの発生は、1つのパーライト・ノジュールが1つの核から成長したものである²⁾ことから、ノジュール内ではフェライトの結晶方位は一定であると考えられ、まずフェライトの向きにより層状に並んだセメントライトが破断され、向き方向に並んだマイクロ・ボイド列が形成される (Photo. 8)。これらはすぐに連結し、パーライト・ノジュール径程度にまで拡がった大きなボイドとなる (Photo. 9)。790°C 処理材でこのようなボイドが見られるのは破面近傍に限られており、690, 730°C 処理材などとは対照的である。球状炭化物および残存パーライト組織の場合にはボイドは個々の炭化物に生成され、それらは比較的連結されることなく長く伸びるが 790°C 処理材のように大きな再生パーライト・ノジュールが見られるものでは、層状炭化物に生成したボイドは比較的容易に連結されて大きなボイドになりあたかも1つのノジュールが1つの第2相粒子の単位のようになり、それにとまう大きなボイドが発生するとすぐに最終破断に移行してしまうことを示している。690, 730°C 処理材では個々の炭化物にボイドが発生し、このようなボイドは小さく、個々に引張軸方向に成長し、最終破断に至るまでに大きなひずみをとめない、これが破壊延性に大きな影響をもたらすと考えられる。

延性破壊過程はボイドの発生とその成長および最終破断の段階からなつていと考えられる。ボイドの発生場所は実用材では主として材料中に含まれる第2相粒子であるといわれており³⁾、多くの観察がなされている^{3)~8)}。このため、破壊延性 (変形能) を考える場合にも第2相粒子がきわめて重要な要因となることは十分に予測される。

Edelson と Baldwin⁹⁾ は第2相粒子の体積率と破壊延性との関係を実験的にしらべ、破壊延性は第1次近似として第2相粒子の体積率で決定されるとした。その後、材料の破壊延性を第2相粒子の体積率の関数として説明しようとする試みがなされ、多くの理論式^{10)~15)} が提唱されている。

一方、鋼の場合においては、第2相粒子の主体をなす炭化物の体積率が同じであつても、その形態により破壊延性が異なることはよく知られた事実であり¹⁶⁾、本研究においても、炭化物の体積率が同一であるにもかかわらず球状化程度によつて破壊延性が大幅に異なることは明らかである。

このことは、破壊延性を第2相粒子の体積率の関数として表わそうとする従来の破壊理論^{10)~15)} では説明できず、第2相粒子としての炭化物の形態、大きさ、分布などの効果を考える必要があることを示すものである。

ボイドの発生におよぼす第2相粒子の形状、大きさの効果については多くの研究^{17)~20)} があり、ボイド発生までに臨界歪量が存在することが知られているが、これらは第2相粒子のまわりのミクロ的な立場からの検討が主で、材料全体のマクロ的な破壊延性にまで拡張されていない。

著者ら^{22)~23)} の焼入れ焼もどし法による球状炭化物組織をもつ鋼の実験でも、炭化物にボイドが発生するのは変形のかなり後期になつてからであり、ボイド発生までのひずみ量は無視しえない。また、本研究における観察からもわかるように、特にパーライト・ノジュール径の大きい再生パーライトのような場合には、ボイドの発生までのひずみ量はかなり大きい、ノジュール径程度のボイドが発生するとすぐに最終破断に移行してしまうため、破壊延性はむしろボイドが発生するまでのひずみでほとんど決まってしまうといえる。

このように、延性破壊理論として、第2相粒子の形態、大きさ、分布などの効果を考慮に入れる場合には、ボイドの発生、成長および最終破断がどのようにして起こるかという機構を明らかにし、各段階に第2相粒子がどのような効果をもつかを考えることが重要と思われる。

4. 結 言

以上、冷間鍛造などの苛酷な冷間加工の前処理として広く用いられている球状化処理を行なつた場合について、球状化程度と冷間鍛造性の関係について考察した。

球状化程度は徐冷法による球状化処理における最高加熱温度により変化し、最も球状化程度がよくなる適正温度よりも最高加熱温度が低い場合には、もとの層状パー

ライトが十分に球状化しないまま残った残存パーライトとなり、最高加熱温度が高すぎる場合には、もとのパーライトが一たん固溶され冷却中にパーライトが再生成され、いわゆる再生パーライトができる。

冷間鍛造性におよぼすこのような球状化程度（組織）の効果は、冷間鍛造性要因のうちの変形抵抗（強度）への効果と、変形能への効果とに分けて考える必要がある。

変形抵抗については、いわゆる徐冷法による球状化処理では、球状化程度が異なってもほとんど変化せず、従来のような硬さによる球状化程度の管理では十分でないことが明らかとなった。変形抵抗が球状化程度によつてほとんど変わらないのに反して、変形能は球状化程度を敏感に反映する。すなわち、残存パーライトが混在していても変形能への悪影響は小さいが、再生パーライトが混在すると変形能がいちじるしく低下する。この原因は、再生パーライトのノジュール径が大きく、延性破壊過程において、大きなノジュールが1つの第2相粒子の単位として働き、ノジュール径程度の大きなボイドが発生し、すぐに最終破断に至つてしまうためである。

文 献

- 1) 南, 矢倉, 木下: 神戸製鋼技報, 23(1973) 3, p. 68
- 2) C. S. SMITH: Trans. ASM, 45(1953), p. 533
- 3) C. F. TIPPER: Metallurgia, 39(1949), p. 133
- 4) C. CRUSSARD et al.: JISI, 183(1956), p. 146
- 5) J. PLATEAU et al.: Corrosion Industries, 33(1958), p. 141
- 6) K. E. PUTTICK: Phil. Mag., 4(1959), p. 964
- 7) H. C. ROGERS: Trans. AIME, 218(1960), p. 498
- 8) C. D. BEACHEM: Trans. ASM, 56(1963), p. 318
- 9) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN: Trans. ASM, 55(1962), p. 230
- 10) C. J. BEEVERS and R. W. K. HONEYCOMBE: Acta Met., 10(1962), p. 17
- 11) J. GURLAND and J. PLATEAU: Trans. ASM, 56(1964), p. 442
- 12) M. G. COCKCROFT et al.: J. Inst. Met., 96(1968), p. 33
- 13) F. A. MCCLINTOCK: J. Appl. Mech., 35(1968), p. 363
- 14) P. F. THOMASON: J. Inst. Met., 96(1968), p. 360
- 15) M. NAGUMO: Acta Met., 21(1973), p. 1661
- 16) T. GLADMAN et al.: Effect of Second-Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel, The Iron and Steel Institute, (1971), p. 68
- 17) L. M. BROWN and W. M. STOBBS: Phil. Mag., 23(1971), p. 1201
- 18) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 14(1966), p. 1157
- 19) K. TANAKA, T. MORI, and T. NAKAMURA: Trans. ISIJ, 11(1971), p. 383
- 20) 梅沢, 森, 中村: 日本金属学会誌, 9(1973), p. 1026
- 21) A. S. ARGON: Private Communication
- 22) T. INOUE and S. KINOSHITA: Proc. Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, The Iron and Steel Institute, (1973), Cambridge, England, p. 159
- 23) 井上, 木下: 塑性と加工, 14(1973), p. 291