

不完全球状化組織を有する中炭素鋼の冷間鍛造性

鹿儀 正人*・金築 裕*・勝亦 正昭*²

Cold Forgeability in Medium Carbon Steel with Insufficiently Spheroidized Microstructure

Masato KAISO, Yutaka KANETUKI and Masaaki KATSUMATA

Synopsis : Cold forging has been widely used for forming of machine structural parts. Steels have been usually softened by carbide spheroidizing treatment before cold forging. In recent years, it has been demanded to shorten or to eliminate spheroidizing because it has usually needed many hours. The cold forgeability of medium carbon steels with insufficiently spheroidized microstructure made by shortened spheroidizing was studied. The cold forgeability was evaluated by cold upsetting test in which the end surfaces of cylindrical and flanged specimens were frictionally constrained. The effect of strain path on the cold forgeability was also investigated by measuring the surface strains both parallel and circumferential at the midheight of the specimens during upsetting.

The cold cracks initiated from voids formed at cementites just below bulged free surface in insufficiently spheroidized steels. On the other hand, the surface micro-cracks generated in proeutectoid ferrite, where strain concentrated, in the as-rolled steel with ferrite-pearlite microstructure. The decrease in cementite length caused the better cold forgeability in the insufficiently spheroidized steels. Fracture limit decreased with the increase in strain-path slope in the circumferential strain versus axial strain diagram, namely the shift in strain path from homogeneous compression to plain strain condition. The more improvement in cold forgeability by shortened spheroidizing was observed in the specimens with larger strain-path slope. This result means that the cold forgeability of insufficiently spheroidized steels can be improved by the suitable design of the strain path during cold forging.

Key words: medium carbon steel; cold forging; cold forgeability; cold upsetting test; shortened spheroidizing; insufficiently spheroidized microstructure; cold cracking; cementite; void; fracture limit; strain path.

1. 緒言

冷間鍛造は熱間鍛造や切削加工に比べ材料歩留、生産性、寸法精度が良好なうえ、工程の自動化が容易で省力化に結びつきやすいことなどから、自動車などの機械構造用部品の成形方法として広く利用されている^{1,2)}。しかし、その反面、加工する工具、加工を受ける材料にとっては厳しい加工方法であり、材料には低い変形抵抗、優れた延性が求められる。そのために、冷間鍛造用鋼は炭化物の球状化焼鈍処理などで軟化し、延性を向上させてから冷間鍛造されることが多い。

球状化焼鈍処理は優れた組織の調整方法であるが、長時間の高温保持と徐冷が必要なために熱処理コスト面から簡略、省略が望まれている。また、冷間鍛造条件によっては過剰な組織となっている場合もあり、適切な組織制御が求められている。球状化焼鈍簡略のために、温間鍛造³⁾の利用や圧延材の直接恒温パーライト変態⁴⁾、制御圧延⁵⁾などによる鋼材の軟化などの方法がある。鋼の低炭素化と合金元素量の調整⁶⁾や熱間圧延後の恒温保持⁷⁾による球状化焼鈍省略に関する提案がされている。球状化焼鈍が簡略または省略された鋼の組織は炭化物の球状化が不十分なため、冷間鍛造性に十分な注意を払う必要がある。従来から、球

状化組織と冷間鍛造性の関係を調査した研究⁸⁻¹⁰⁾は数多くあるが、積極的に不完全球状化組織を利用するために、その組織と冷間鍛造性との関係を調査した研究は少ない¹¹⁾。

冷間鍛造性の評価には、引張試験の絞り値や端面完全拘束圧縮試験の限界圧縮率がよく用いられている。これらの試験は一定形状の試験片を用いることが多いため、特定の変形状態における冷間鍛造性の評価または材料間の相対的冷間鍛造性の比較をしており、種々の形状の部品を念頭に置いた冷間鍛造性の評価には十分でない¹⁾。そこで、本研究では、形状を変えた試験片の圧縮試験から成形限界曲線を求め、材料の持つ全般的な冷間鍛造性を評価する方法を用い、不完全球状化組織を有する鋼の冷間鍛造性を調査した。

2. 実験方法

2.1 供試材

使用した鋼はφ35 mmのJIS機械構造用炭素鋼鋼材S48C相当(0.49%C-0.19%Si-0.69%Mn-0.019%P-0.013%S-0.03%Cr-0.03%Al)であり、圧延ままの組織はフェライト・パーライトである。中炭素鋼の代表的な球状化処理は圧延後の素材をA₁変態点直上で数時間保持し、5°C/h程度で冷

平成10年1月21日受付 平成10年6月18日受理 (Received on Jan. 21, 1998; Accepted on June 18, 1998)

* (株)神戸製鋼所加古川製鉄所(現:神戸製鉄所)(Kakogawa Works, now Kobe Works, Kobe Steel, Ltd.)

*2 (株)神戸製鋼所加古川製鉄所(Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 2222-1 Ikeda Onoe-cho Kakogawa 675-0023)

Table 1. Heat treatment conditions.

| Type | Temperature (°C) | Time (h) | Cooling rate (°C/h) |
|------|------------------|----------|---------------------|
| A | 740 | 0.5 | 25 |
| B | 740 | 0.5 | 12 |
| C | 740 | 1.0 | 12 |

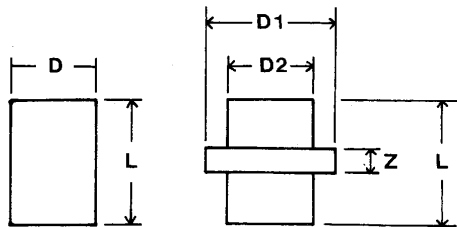


Fig. 1. Dimension of specimens. (a) $D=33$ mm, $L=49.5$ mm, $L/D=1.5$ and $D=33$ mm, $L=66$ mm, $L/D=2$, (b) $D1=32$ mm, $D2=24$ mm, $L=30$ mm, $Z=6$ mm.

却する方法である。本研究では、Table 1に示す加熱保持時間と冷却速度を変化させたA, B, C3種類の簡略球状化焼鈍処理を行い、不完全球状化組織を作製した（以下熱処理材と記す）。また、比較のため圧延まま材（以下圧延材と記す）も試験に供した。

2・2 冷間鍛造性の評価方法

冷間鍛造性の評価には溝付きダイスにより端面を完全に拘束した冷間据え込み試験（圧縮試験）を用いた¹²⁾。また、試験片の形状を変えることにより、試験中の軸方向及び円周方向の歪みの軌跡で表される変形経路¹⁾を変えた圧縮試験から成形限界曲線を求めた。

圧縮試験片の形状をFig. 1に示す。試験片は高さ方向が素材の圧延方向になるよう旋盤加工により作製し、試験片の高さ(L)は直径(D)との比(L/D)を1.5と2の2水準とするとともに、円柱状試験片(Fig. 1(a))では調査困難な領域の変形経路については、フランジ付き試験片¹³⁾(Fig. 1(b))を用いた。従来、材料間の冷間鍛造性の相対的評価には直径10 mm、高さ15 mm程度の圧縮試験片が多く用いられている¹¹⁾が、この寸法では圧縮率が增大するとともに試験後の試験片の厚さは極めて薄くなり、割れの有無の正確な評価が困難であった。本研究では1600tと大容量の機械式プレスを用いることにより、直径33 mm、高さ49.5 mm及び66 mmの試験片の圧縮試験を可能とし、同一圧縮率で広い検査面積が得られるようにした。

割れ発生率は各圧縮率で10個の試験片を室温で圧縮し、割れの発生の有無を目視により判定し、割れの発生している試験片の割合として求めた。冷間据え込み性の評価基準には、実際の部品加工の観点から、割れ発生率が0%である最大の圧縮率が用いられているが、介在物などの偶発的要因が加わって、組織自体の冷間据え込み性の評価に影響を及ぼす可能性がある。そこで、本研究においては、割れ発生率が50%となるときの圧縮率（以下50%割れ圧縮率と記す）を、組織の持つ冷間据え込み性指標として用いた。

圧縮試験中の軸方向及び円周方向の歪みは、試験片に付けた微小評点から測定した¹⁾。

2・3 組織観察

組織観察は圧縮試験片の中心軸を含む面で切断した縦断面の自由表面近傍及び圧縮試験後の最も張り出した部分の自由表面直下を走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて行った。エッチングは3%ナイトール液で10s間行った。

3. 実験結果及び考察

3・1 圧延材及び熱処理材の組織

球状化焼鈍は、フェライト-オーステナイト2相域への加熱により圧延材の組織の一部をオーステナイト化する過程とそれに続く緩冷却の過程に分けられる。前者の過程ではパーライト中のセメントサイトを部分的に固溶させ、後者の過程で未固溶セメントサイトを核に球状セメントサイトを成長させている。冷却速度が速いと、オーステナイト粒界からパーライトが再生することがあり、緩冷却が重要である。

本実験で用いた圧延材及び熱処理材の代表的な組織をFig. 2に示す。本熱処理材のセメントサイトの球状化は不完全であり、セメントサイトの分散状態も不均一である。熱処理材B, Cには一部間隔の粗い再生パーライトが生成している。各熱処理材のセメントサイト形状の構成比を知るために、セメントサイトの長さを測定した結果をTable 2に示す。熱処理材Aのセメントサイトは短く分断されたものが最も多い。熱処理材B, Cは5 μ m以下のセメントサイトの長さの分布はほぼ同じであるが、最長のセメントサイトは熱処理材Cの方が長い。また、熱処理材A, B, Cの不完全球状化組織のセメントサイトの大きさは一般的な完全球状化組織のそれに比べ小さかった。

熱処理材Aのセメントサイトの長さが短いのは再生パーライトの析出が少ないためと考えられる。熱処理材Aはフェライト-オーステナイト2相域での加熱時間が短いため、加熱中に起こるセメントサイトの固溶が十分進行しない。そのため、残留セメントサイトの数が多く、その間隔が狭くなったと考えられる。その結果、加熱後の比較的速い冷却速度においても、セメントサイトの析出は残留セメントサイト上に優先的に起こることが可能となり、再生パーライトが析出しにくいと考えられる。一方、熱処理材B, Cでは冷却速度が熱処理材Aよりも遅く、熱処理材Cではさらに加熱時間が長いため、加熱中や冷却中にセメントサイトの固溶が進行し、残留セメントサイトの数が減少し、その間隔が広がると考えられる。その結果、通常の球状化処理の冷却速度よりは冷却速度が速いため、セメントサイトの残留セメントサイト上への優先析出が十分に起こらず、再生パーライトが析出すると考えられる。

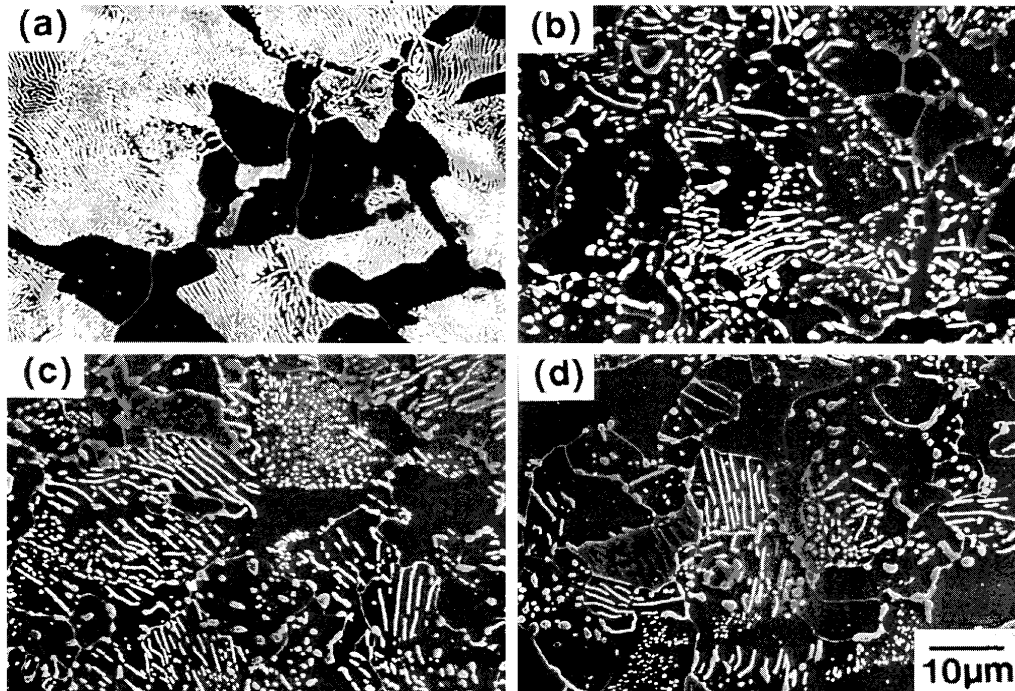


Fig. 2. Scanning electron micrographs in as-rolled and heat treated steels. (a) As-rolled steel (ferrite-pearlite), (b) Heat treated steel (type A), (c) Heat treated steel (type B), (d) Heat treated steel (type C).

Table 2. Carbide length of heat treated steels.

| Type | Fraction of cementite length (%) | | | | | | Max. length (μ m) |
|------|----------------------------------|-----|-----|-----|-----|----------------|------------------------|
| | <1 | 1-2 | 2-3 | 3-4 | 4-5 | $\geq 5 \mu$ m | |
| A | 68 | 18 | 6 | 3 | 2 | 3 | 12.5 |
| B | 56 | 21 | 10 | 5 | 3 | 5 | 13.0 |
| C | 56 | 20 | 9 | 5 | 3 | 6 | 19.0 |

3・2 圧延材及び熱処理材の50%割れ圧縮率

形状比 L/D が1.5の試験片における圧延材と熱処理材の圧縮率と割れ発生率の関係をFig. 3に示す。フェライト・パーライト組織の圧延材が最も低い50%割れ圧縮率を示している。熱処理を施し不完全球状化組織とした3種類の熱処理材では、割れの発生率が0%である最大の圧縮率には差はないが、それ以上の圧縮率では組織に起因すると考えられる割れ発生率の差が見られる。熱処理材Aの50%割れ圧縮率は70% (真歪み $\epsilon=1.20$)と最も高く、熱処理材B, Cの50%割れ圧縮率はともに64% ($\epsilon=1.02$)である。ただし、熱処理材Bの方が全ての試験片に割れが発生する圧縮率が72.5% ($\epsilon=1.29$)と熱処理材Cのそれより2.5%高い。

Fig. 2, Fig. 3及びTable 2の結果から、セメンタイトの長さの短い熱処理材Aの冷間鍛造性が良好で、次いで、熱処理材B, Cの順であることがわかる。南雲ら¹⁾のS量を変化させたS45C鋼の冷間鍛造性の研究によると、本研究で用いた供試鋼と類似のS量の完全球状化焼鈍材の50%割れ圧縮率は約78% ($\epsilon=1.51$)であり、本研究の不完全球状化焼鈍材のそれに比べ、約8~14% ($\epsilon=0.31\sim 0.49$)優れている。なお、簡略球状化焼鈍材の変形抵抗はセメンタイトの大きさ

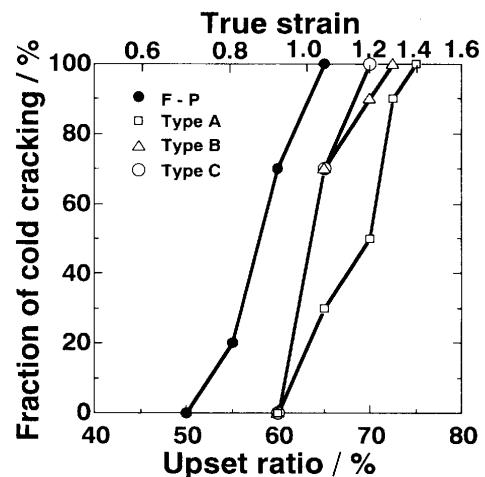


Fig. 3. Results of cold upsetting test in specimen with $L/D=1.5$ in as-rolled (ferrite-pearlite, F-P) and heat treated steels.

が完全球状化焼鈍材より小さかったため高かったが、熱処理材A, B, C間ではほとんど差がなかった。

3・3 圧縮試験による割れ発生と組織の関係

Fig. 4は L/D が1.5の試験片を、圧縮率65% ($\epsilon=1.05$)まで据え込んだ後の圧延材及び熱処理材Cの縦断面の組織であるが、両材の表面状態に相違が見られる。Fig. 4(a)のフェライト・パーライト組織の圧延材では、表面に比較的深い凹凸、微小クラックが見られる (図中矢印)。これと比較して、Fig. 4(b)の熱処理材Cには、(a)の圧延材に比べ、それほど顕著な凹凸や微小クラックは観察されない。

Fig. 5(a)に、表面凹凸の大きい圧延材の縦断面表面近傍を拡大した組織を示す。また、Fig. 5(b)に試験片表面を観

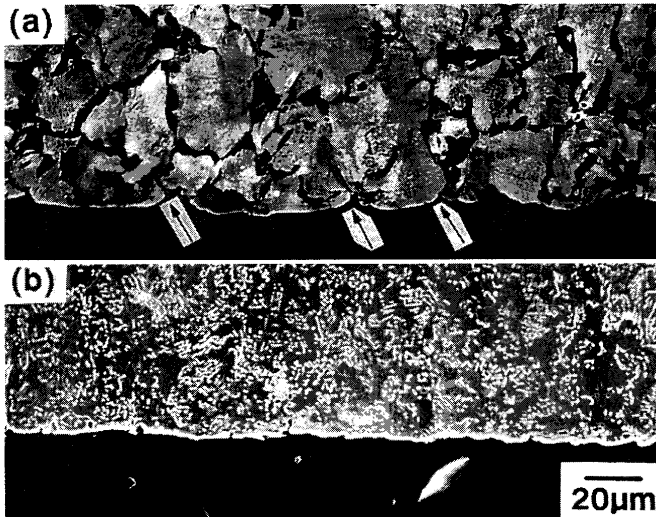


Fig. 4. Microstructures near surface after 65% upsetting ($\epsilon=1.05$) in specimen with $L/D=1.5$. Horizontal direction is parallel to axial direction of specimen. (a) As-rolled steel (ferrite-pearlite), (b) Heat treated steel (type C).

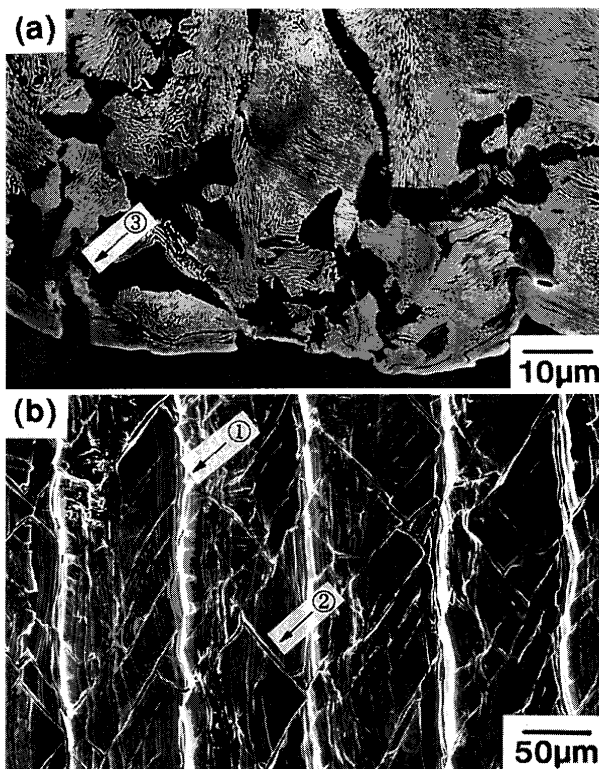


Fig. 5. Microstructures (a) near and (b) at surface after 65% upsetting ($\epsilon=1.05$) in as-rolled steel (ferrite-pearlite) with $L/D=1.5$. Horizontal direction is parallel to axial direction of specimen.

察した結果を示す。Fig. 5(b)に示すように、丸棒試験片の円周方向である写真縦方向に、試験片加工時に生成した旋盤加工模様（写真中の矢印①）が見られ、この模様の中に、圧縮試験中に最大剪断応力方向となる圧縮方向に対して45度方向に微小クラックが見られる（写真中の矢印②）。このクラックは、Fig. 5(a)の断面組織では、初析フェライトに発生したクラックに相当する（写真中の矢印③）。

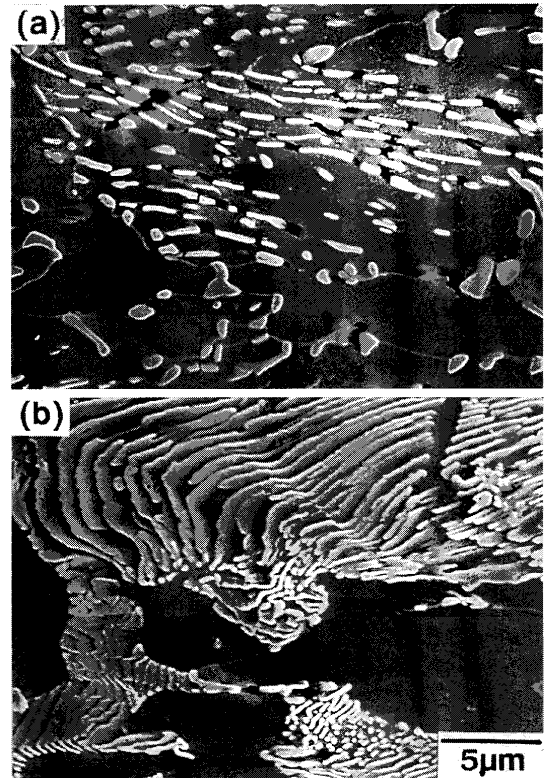


Fig. 6. Microstructures just below surface after 65% upsetting ($\epsilon=1.05$) in specimen with $L/D=1.5$. Vertical direction is parallel to axial direction of specimen. (a) Heat treated steel (type B), (b) As-rolled steel (ferrite-pearlite).

Fig. 6に表面に微小クラックの観察されなかった熱処理材Bの L/D が1.5の試験片を圧縮率65% ($\epsilon=1.05$)で圧縮試験した後の最も張り出した部分の自由表面直下の組織を観察した結果を示す。図中には比較のため圧延材の観察結果も示してある。写真の縦方向が圧縮方向である。Fig. 6(a)の熱処理材Bでは、球状化が不完全な長いセメントサイトにボイドが発生している。変形が進むと、このボイドが成長、連結してマクロな割れになると思われる。一方、Fig. 6(b)に示したフェライト・パーライト組織の圧延材では、パーライト中のセメントサイトにボイドはほとんど発生していない。

Fig. 5, 6から、圧縮試験における割れの発生起点は、フェライト・パーライト組織の圧延材では試験片の表面の初析フェライトに生成した微小クラックであり、熱処理材では表面近傍のセメントサイトに生成したボイドであると考えられる。

3・4 セメントサイトのボイド発生と50%割れ圧縮率の関係

セメントサイトの長さが長いものが多い熱処理材Cを用い、セメントサイトの長さとのボイドの発生率を調査した。Fig. 7は圧縮率が60%、65%、70%のとき、セメントサイトの長さごとにボイドの発生率を測定した結果を示す。ここではボイドの発生率が0、70、100%となるときのセメントイ

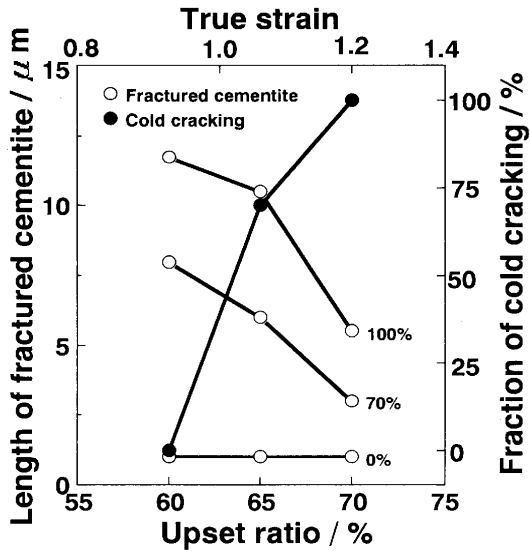


Fig. 7. Relationship between length of cementite with void and upsetting ratio in heat treated steel (type C) with $L/D=1.5$. 0, 70 and 100% mean the fraction of cementite with void.

トの長さを示している。この図の表示は、例えば、圧縮率が60% ($\epsilon=0.92$)の時には約12 μm 以上の長さのセメンタイト全てにポイドが生成し、約8 μm の長さのセメンタイトの70%にポイドが生成していることを示している。また、Fig. 7中には圧縮試験の割れ発生率も同時に示してある。50%割れ発生率に対応する圧縮率64% ($\epsilon=1.02$)では約11 μm 以上のセメンタイトの全てにポイドが発生することになる。この図から、圧縮率の増加とともにポイドの発生するセメンタイトの長さは短くなるが、約1 μm 以下の微細なセメンタイトには実験範囲内で、歪み量によらずポイドは全く発生しないことがわかる。

Fig. 7の結果から、セメンタイトの長さが短い熱処理材Aが、最も良い冷間据え込み性を示した結果を説明できる。

3.5 圧縮試験中の応力状態と変形経路

冷間据え込み性が圧縮試験片の形状比 L/D や端面の潤滑条件などの試験条件によって大幅に変化することは良く知られている¹⁾。これは、圧縮変形中の試験片表面での応力状態や変形経路が異なるためである。そこで、圧縮変形中の試験片表面の応力状態と変形経路を求めた。

L/D が1.5の時の圧縮率と計算によって求めた試験片表面の応力成分の関係をFig. 8に示す。縦軸の応力が正の場合は引張応力状態であることを、負の場合は圧縮応力状態であることを表している。 $\bar{\sigma}$ は圧縮試験中に実測した変形抵抗である。×印は試験片にマクロな割れが発生したことを示している。周方向の応力(σ_θ)は常に引張応力であるが、軸方向の応力(σ_z)は変形初期には圧縮応力で、その後ある圧縮率(Fig. 8の場合、 $\epsilon=0.6$)に達すると、逆に引張応力となる。従って、試験片に割れが発生した時は2軸の引張応力という非常に厳しい応力状態に試験片表面がさらされて

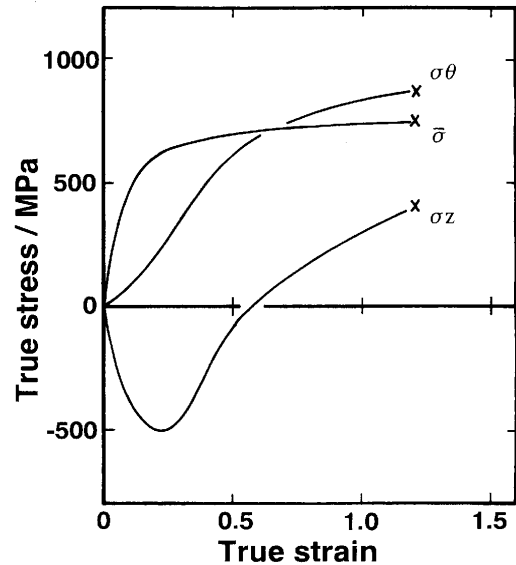


Fig. 8. Stress-strain curves at surface of specimen with $L/D=1.5$ during upsetting. $\bar{\sigma}$ is measured equivalent stress, σ_θ is calculated circumferential stress and σ_z is calculated axial stress.

いることがわかる。

3.3節の組織観察結果と併せて考えると、柔らかいフェライト相と硬いパーライト相の混合組織である圧延材の場合、圧縮試験初期の軸方向応力が圧縮応力である段階から、軟質相のフェライトに歪みが集中するため、表面の凹凸が大きくなると考えられる。さらに変形が進行すると、最大剪断応力方向である圧縮軸に対して45度の方向に微小クラックが生成し、2軸の引張応力が増すと、微小クラックを起点としてマクロな割れが発生すると考えられる。一方、熱処理材ではマクロな硬さの分布は小さいので、歪みは比較的均一に分配されるため、表面の凹凸は小さいと考えられる。周方向の引張応力が増大するとともに、セメンタイトの長手方向が引張方向と平行に近いセメンタイトにポイドが発生し、それが成長、連結し、割れに至ると考えられる。

Fig. 9に形状比 L/D が1.5, 2の試験片とフランジ付き試験片を用いて測定した試験片表面の変形経路、すなわち、圧縮試験時の周方向の歪み ϵ_θ と軸方向歪み ϵ_z を連続的に測定した結果を示す。図中の破線部はFig. 8で見られた軸方向応力が圧縮応力である範囲を示している。また、割れが発生した時の周方向歪みと軸方向歪みを×印で示す。各試験片における×印を結ぶと図中に示すような成形限界曲線が得られる。すなわち、変形経路を表す曲線と成形限界曲線が交差すると割れが発生することになる。ここでは、フェライト・パーライト組織の圧延材の成形限界曲線と最も50%割れ圧縮率が良好だった熱処理材Aの成形限界曲線を示している。成形限界は試験片の形状変化により変形経路が単純圧縮から平面歪み条件の方へ移行する(変形経路の勾配が大きくなる)と低くなる^{1,13)}。圧延材と熱処理材A

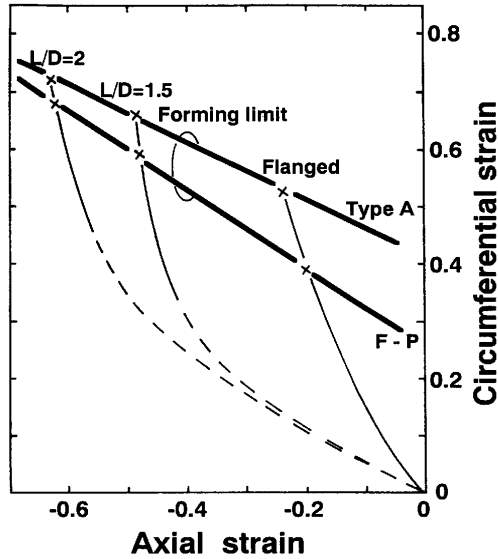


Fig. 9. Strain paths (thin lines) and fracture limits (thick lines) in as-rolled steel (ferrite-pearlite, F-P) and heat treated steel (type A) with three different dimensional ($L/D=1.5$, $L/D=2$ and flanged) specimens. Broken lines mean that axial stress (σ_z in Fig. 8) is compression stress.

を比較すると、簡略球状化焼鈍を施したことにより成形限界の向上が見られるが、試験片表面がたどった変形経路により、その向上程度に違いが見られる。すなわち、試験片の形状比 L/D が2, 1.5, そして、フランジ付き試験片の順にフェライト・パーライト組織の圧延材と簡略球状化処理を施した熱処理材Aとの成形限界の差が大きくなっている。

試験片形状により簡略球状化処理による成形限界の向上の程度に差が見られた原因の一つとして、見かけのセメントタイトの長さの変化が考えられる。すなわち、据え込み前期の軸方向応力 σ_z が圧縮応力である段階が長く、軸方向の圧縮歪みが大きい(単純圧縮に近い)ほど、多くのセメントタイトが周方向に並び、周方向に投影した見かけのセメントタイトの長さが長くなる。その結果、Fig. 7に示したようにボイドの発生するセメントタイトが増える。従って、簡略球状化処理を施した供試材の成形限界が相対的に低下し、フェライト・パーライト組織の圧延材の成形限界との差が小さくなったと考えられる。

本実験結果から、冷間鍛造中の変形経路によっては簡略球状化焼鈍の効果が小さい場合があること、また、フェライト・パーライト組織の材料でも、冷間鍛造金型の形状を変更するなど、変形経路をうまく設定すると球状化焼鈍材に近い成形限界を得ることも可能であることがわかる。こ

れらの結果は、変形経路の設計により、鋼の加工性を最大限に発揮させることが可能となること、さらに、完全球状化組織(焼鈍)により対応していたものを、部品形状により適切な組織(熱処理)設計することができ、熱処理の簡略、省略による省エネルギーが可能となることを示唆している。

4. 結言

不完全球状化組織を有する中炭素鋼の冷間据え込み性をフェライト・パーライト組織の鋼と比較して調査し、以下の結果を得た。

(1) 端面を完全に拘束した圧縮試験で生じる自由表面での割れの発生起点は、フェライト・パーライト組織の鋼では軟質のフェライト中に生成した微小クラック、不完全球状化組織の鋼では長いセメントタイトに生成したボイドである。

(2) 不完全球状化組織の鋼では、セメントタイトの長さが短いほどボイド発生率は低く、50%割れ圧縮率も高い。

(3) 簡略球状化焼鈍により不完全球状化組織とすることにより、フェライト・パーライト組織に比べ成形限界の向上が見られるが、試験片表面の変形経路によりその程度に違いが見られる。すなわち、単純圧縮に近いほど成形限界の向上の程度は小さい。本結果は変形経路の設計により、適切な組織(熱処理)設計が可能となることを示唆している。

文 献

- 1) 南雲道彦, 阿部泰久, 山口重裕, 大岡耕之, 赤沢正久, 中島浩衛: 製鉄研究, **274** (1972), 9997.
- 2) 工藤英明, 青井一喜: 塑性と加工, **8** (1967), 17.
- 3) 高橋 涉, 福田 隆: 第37回塑性加工連合講演会講演論文集, 日本機械学会, 東京, (1986), 121.
- 4) 岡田厚正, 山本恭永, 依田連平: 熱処理, **27** (1987), 194.
- 5) 金築 裕, 勝亦正昭, 澤田裕治: 鉄と鋼, **75** (1989), 1178.
- 6) 川上平次郎, 山田凱郎, 加藤猛彦, 川崎稔夫: 神戸製鋼技報, **34** (1984), 1, 73.
- 7) 須藤忠三, 相原賢治, 神原 進: 鉄と鋼, **70** (1984), S540.
- 8) 井上 毅, 木下修司: 塑性と加工, **14** (1973), 291.
- 9) 田代 清, 泉 総一, 森 俊道, 大谷三郎: 鉄と鋼, **61** (1975), S700.
- 10) 武田三雄, 大野 鉄: 住友金属, **22** (1970), 284.
- 11) 井上 毅, 落田義隆, 木下修司: 鉄と鋼, **61** (1975), 808.
- 12) 裏川康一: 塑性と加工, **8** (1967), 539.
- 13) Metals Handbook Ninth Edition Vol.8, ed. by ASM Handbook Committee, ASM, Metals Park, (1985), 578.