

高伸びフランジ性高炭素熱延鋼板の開発

藤田 毅*・仮屋 房亮*・中村 展之*・中田 博士*

New Hot-rolled High Carbon Steel Sheets with Excellent Stretch-flange Formability

Takeshi FUJITA, Nobusuke KARIYA, Nobuyuki NAKAMURA and Hiroshi NAKATA

Synopsis : The effect of microstructure on the stretch-flangeability of JIS S35C hot-rolled steel sheets was studied from the viewpoint of the initiation/growth of voids in the hole-expanding process with ferrite–pearlite and spheroidized cementite steels.

In a comparison of ferrite–pearlite steel and spheroidized fine-grained cementite steel, total elongation was higher with the ferrite–pearlite structure, while the hole-expanding ratio (λ) of the spheroidized cementite structure, which is an index of stretch-flangeability, was superior to that of the ferrite–pearlite structure. The hole-expanding ratio has a strong correlation with notched-tensile elongation, and a linear relationship was obtained with a long gauge length of GL=50 mm.

A notch-shaped crack occurred at the surface of the punched hole of the ferrite–pearlite steel in the hole-expanding test and rapidly propagated along the ferrite–pearlite interface in the subsequent hole-expanding process.

In contrast, the punched hole surface of the spheroidized cementite steel was smooth, and after void initiation/growth in the hole-expanding process, voids developed into cracks by coalescence, resulting in a homogeneous distribution of work strain.

Key words : S35C; high carbon hot-rolled steel sheet; ferrite–pearlite; spheroidized cementite; stretch-flangeability; hole-expanding ratio; void formation.

1. 緒言

自動車駆動系の重要保安部品は、強度、耐磨耗性および寸法精度など高い品質が求められる。その中で、ATユニットのクラッチハブ・ドラム部品およびCVTユニットの油圧部品では、差厚かつ複雑形状を有するものが多い。このような部品では、鋳・鍛造により個別に成形し、表面硬化処理を施したのちに、接合する工程が一般的であった。近年、製造コスト低減のため、高炭素鋼板を用いてパーリング加工後に増肉成形などを取り入れたプレス一体成形¹⁾へ製造方法の転換が推進されており、難加工性の高炭素鋼板に対し優れたプレス成形性が要求されている。また、最近の原料コストの急騰のみならず資源枯渇や環境負荷低減の観点から、合金元素添加に頼らないミクロ組織制御による強化や特性向上が求められている。

このような背景から、著者らは、熱延ランナウト高精度超高速冷却装置による熱延組織制御を行い、伸びフランジ成形性に優れた高穴伸び性高炭素熱延鋼板を開発した²⁻⁵⁾。伸びフランジ成形性は、極限変形能に依存した特性であり⁶⁾、ミクロ組織の形態に大きく依存する。

本研究では、JIS S35Cにおいてセメンタイトの形態を変化させ、伸びフランジ性との関係を明らかにすることを目的として検討を実施した。また、伸びフランジ性を支配するボイド生成と成長の観点から考察を行った。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼は、JIS S35Cの実機熱延板を用いた。板厚は4.0mmである。熱延板は、フェライトとパーライトの二相組織のSteel Aとベイナイト単相組織のSteel Bの2種類とした。化学組成をTable 1に示す。Steel Bについては、球状セメンタイトとするため、Fig. 1に示すように、Ac1変態点以下の913 K、953 K、993 Kにて144 ksの焼鈍を行った。

Table 1. Chemical composition of steels used (mass%).

	C	Si	Mn	P	S
Steel A	0.37	0.20	0.76	0.020	0.003
Steel B	0.36	0.20	0.70	0.013	0.004

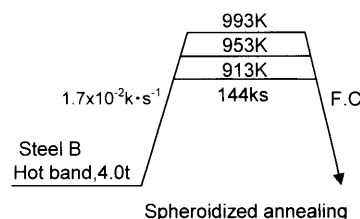


Fig. 1. Experimental procedure.

2・2 調査方法

これらの熱延板および焼鈍板について走査電子顕微鏡によるミクロ組織観察を行った。機械的性質は、圧延方向に対し90°方向のJIS5号引張試験片およびJIS5号引張試験片の平行部中央に2mmのVノッチを切削加工で付けた切欠き引張試験片を採取し、常温で歪速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ にて測定した。 r 値の測定は、圧延方向に対し0°, 45°, 90°方向とし、3方向の平均値は、 $(r_0 + 2 \cdot r_{45} + \lambda r_{90})/4$ で求めた。伸びフランジ性の評価は、穴拡げ試験により行った。試験方法は、 $\Phi 10 \text{ mm}$ （クリアランス20%）の円形穴を打抜いた後、平底ポンチ（直径 $\Phi 50 \text{ mm}$ ）を用い、打抜きによる破断面をポンチ側として行った。ポンチの速度は、 $1.7 \times 10^{-2} \text{ mm s}^{-1}$ とした。穴拡げ率(λ)は、 $\lambda(\%) = \{(d - d_0)/d_0\} \times 100$ で求めた。ここで、 d_0 ：初期穴径、 d ：クラックが板厚を貫通した時点の穴径である。

3. 実験結果

3・1 ミクロ組織

Fig. 2に、Steel AおよびSteel Bのミクロ組織のSEM (Scanning Electron Microscopy)観察した結果を示す。Steel Aは、熱延板でありフェライト・パーライトの混合組織を呈する。また、フェライト分率は高く、ポリゴナル状であった。Steel Bは、ベイナイト組織の熱延板に焼鈍を行ったものである。913K焼鈍材は、針状のフェライトに微細な球状セメンタイトが分散した組織である。焼鈍温度の上昇にともないフェライト粒は成長し、針状から等軸球状へ変化する。セメンタイトはオストワルド成長により粗大化し、フェライト粒界上に占める割合が増大する。

3・2 機械的性質

フェライト・パーライト熱延板のSteel AおよびSteel Bの913K焼鈍材の機械的性質をFig. 3に示す。Steel AはSteel Bに比べて、引張強度(TS)が高くなるが、降伏強度(YS)は低い。これは、軟質な初析ポリゴナルフェライトから塑性変形が始まり、強度(TS)は非球状のセメンタイトからなる硬質なパーライトで破壊が決まるためである。一方、Steel Bは、微細フェライト粒によるYSの上昇とセメンタイトの球状化による軟質化で高い降伏比(YR)となった。伸び(Total elongation)は、Steel Aが高くなるが、穴拡げ率 λ はむしろSteel Bの方が高くなり、単純な相関は認められず、ボイド生成から破壊に至るメカニズムが異なるものと考えられた。

ベイナイト熱延板のSteel Bにおいて、焼鈍温度によりミクロ組織を変化させた場合の機械的性質をFig. 4に示す。焼鈍温度の上昇とともにYS, TSは低下し、YRはほぼ一定(77~79%)である。伸びおよび λ は温度の上昇にともない増大するが、伸びの上昇は913K→953Kが大きく、953K→993Kは小さくなる。この伸びの変化は、ミクロ組

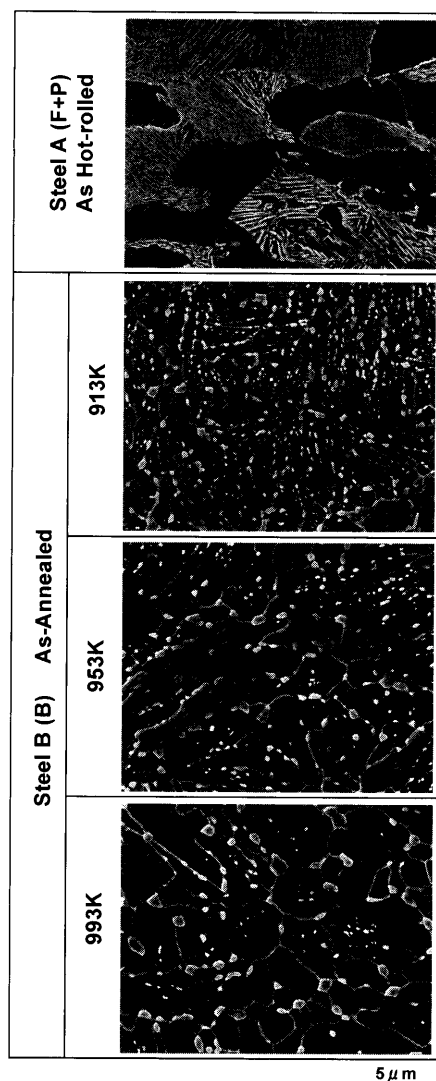


Fig. 2. Microstructures of steel A and B.

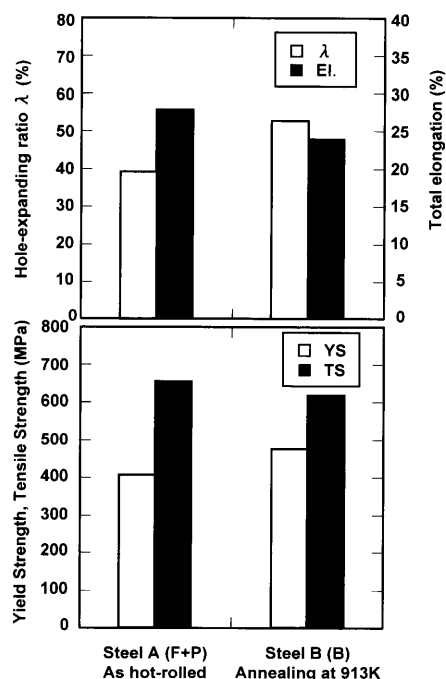


Fig. 3. Mechanical properties of specimen steel A and B.

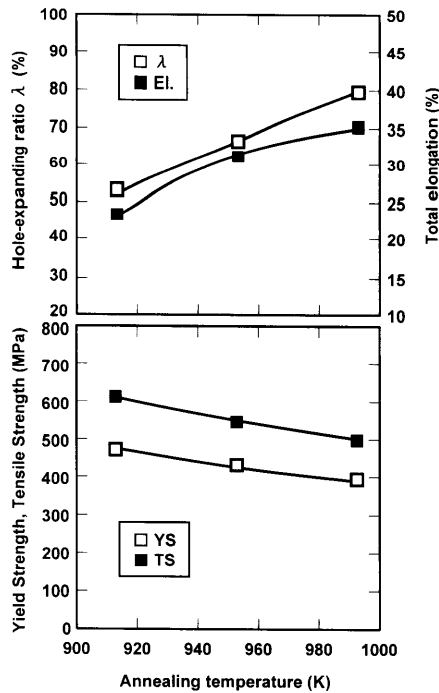


Fig. 4. Effect of annealing temperature on tensile properties of steel B.

織において、球状のフェライト分率に対応し953Kで高くなり、その後の増大は緩やかになったためと考えられた。

駆動系部品の成形においては、自動車のパネル部品に多い引張変形モードのみならず、複数の変形モードが繰り返されることから、極限変形能の指標である λ と伸びの両特性をバランスして高めることが重要となる。Fig. 5に λ -T.EI.バランスを示す。Steel Bのベイナイト熱延組織において焼鈍温度の上昇により伸びと同時に λ が増大し λ -T.EI.バランスが向上する。

Fig. 6に、 λ と相関の強い切欠き伸び(n-EI.)⁷⁾との関係を示す。いずれの標点距離(GL)においても、n-EI.の増大にともない λ は増大し、相関は認められる。しかし、GLにより相関関係に差異が見られ、GL=50mmでは直線的であるのに対し、GLが短くなるにしたがいn-EI.の増大割合がSteel Bの方が大きくなり、Steel Aは直線関係から外れる。

3.3 穴拡げ過程における割れ進展挙動

穴拡げ過程における打抜き端面の変化についてSEM観察を行った結果をFig. 7に示す。打抜きままの端面において、Steel Aは破断面に切欠き状の凹凸が認められるが、Steel Bは平滑な面が大部分を占める。穴拡げ率10%では、Steel AおよびSteel Bともに破断面中央付近(矢印)から微小亀裂が認められた。その後、穴拡げ率が增大すると、いずれも破断面およびせん断面の境界において割れが認められる。Steel Aは、割れが少ないが亀裂進展が速く、40%程度の穴拡げ率において板厚方向に貫通している。一方、Steel Bは微小亀裂が多数発生するが、亀裂の連結はあまり進行せず、最終破断時には板厚減少とともにこれらの微小

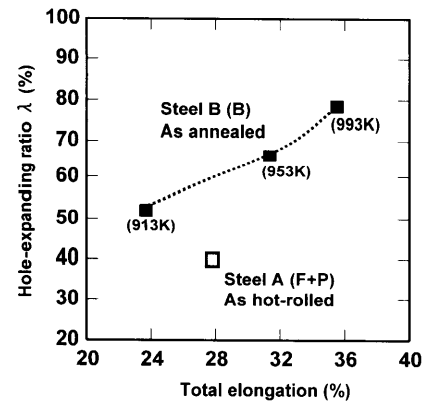


Fig. 5. Relationship of hole-expanding ratio to total elongation in steels.

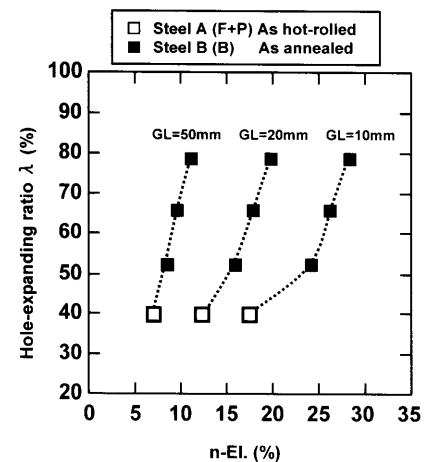


Fig. 6. Relationship of hole-expanding ratio to notched elongation in steels.

亀裂が連結し、大きな割れへと発展した。とくに焼鈍温度の高い993K材で顕著である。

4. 考察

4.1 穴拡げ過程のボイド生成・成長および亀裂進展

鋼板における延性破壊過程では、加工ひずみの増大にともないボイドが生成し、その後連結して割れとなり、破壊に至る。引張試験では、ボイド発生ひずみ ϵ_I とその後破断までのひずみ ϵ_{II} の総和が破壊延性⁸⁾、すなわち全伸びとして表される。このときのボイドの生成は、変形初期において転位がセメントサイトに絡み合い、引張ひずみ量の増大とともに転位が増殖し、ついに、セメントサイト近傍で高転位密度部⁹⁾からボイドが生成¹⁰⁾する。

一方、穴拡げ試験は穴部の引張変形であるが、打抜き穴のため加工を受けた破断端部の変形となる。そのため、打抜き端部での損傷すなわちボイド生成や亀裂発生、形状が穴拡げ性に大きな影響をおよぼす。打抜き加工はせん断変形¹¹⁾であり、引張変形とはボイド生成状況も大きく異なる。このような、打抜き穴を有する穴拡げ性に影響をおよぼす

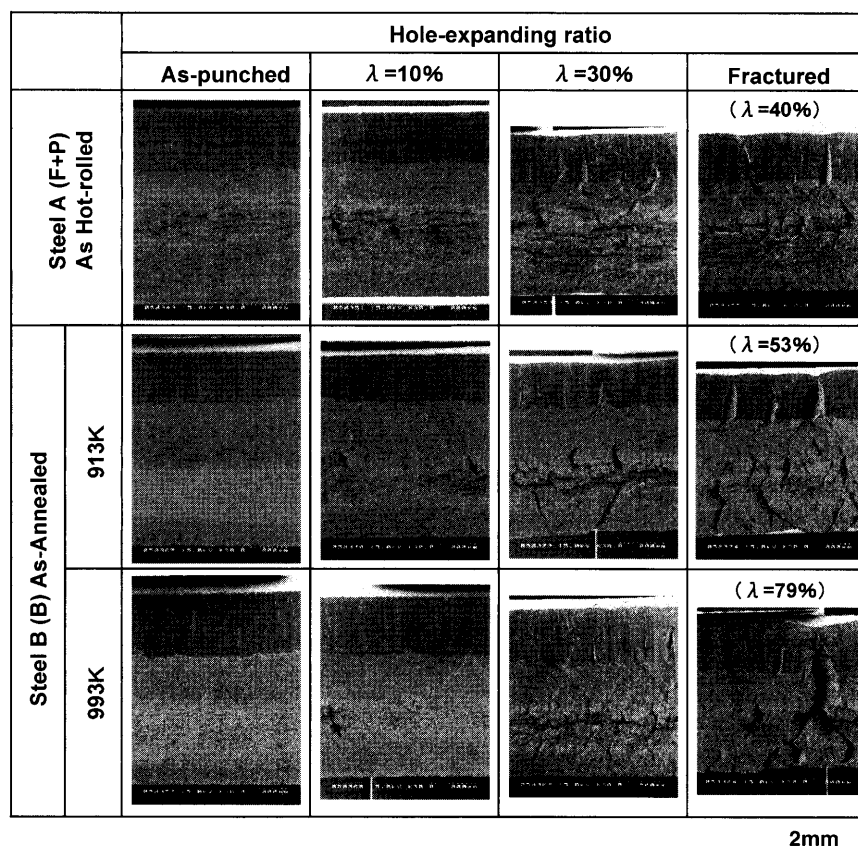


Fig. 7. Punched edge surfaces during hole expanding.

因子としては、マイクロボイドの生成・成長の観点から、1) セメント形態・分布、2) $\text{MnS}^{(6)}$ 、3) 加工硬化層^{12,13)}が考えられる。そこで、穴拡げ率が大きく異なり、セメント形態・分布に差異がある材料について打抜き端面および穴拡げ過程のボイド生成・成長について調査した。

Fig. 8に、打抜き穴および30%の穴拡げ後の穴端面近傍における断面組織のSEM像を示す。観察位置は最初に亀裂が発生した破断面とした。Steel Aの打抜き穴は、切欠き状の凹凸が多く認められるが、破断面近傍におけるボイドは少ない。30%の穴拡げでは内部にまで亀裂が進展し、パーライトとフェライトの界面に沿って大きな割れとなっている。この時点で、ボイドの生成や連結はほとんど認められなかったことから、打抜き時に導入された亀裂が穴拡げ過程でパーライトとフェライト界面に沿って急速に進展したものと考えられた。

Steel Bの場合、破断面はいずれの焼鈍材も平滑な領域が多い。ボイド生成は破断面の近傍($\sim 60\mu\text{m}$)で認められ、粗大なセメントを有する993K材で顕著であった。30%の穴拡げでは、913K材においてセメントを起点としたボイドが多数発生し、ボイドの連結による割れも認められた。993K材は、粗大なセメントから発生したボイドが板厚方向に成長していた。これより、微細なセメントを有する913K材は、セメント粒子間距離が短いため、セメントを起点としたボイドの連結が容易

となり、割れに至ったものと考えられた。一方、993K材では、打抜き段階で粗大なセメントを起点としてボイドが生成するが、粒子間距離が長いことから、その後の穴拡げにおいてボイドの連結が遅れ、割れの発生が抑制されたものと考えられた。

穴拡げ過程のボイド生成あるいは亀裂発生の起点として、 $\text{MnS}^{(6)}$ が良く知られている。Steel Bの打抜き端面は平滑な領域が多く占めたが、部分的に切欠き状の割れが発生していた。この起点として作用したのは、Fig. 9に示すように、切欠き状の割れ先端にフィルム状に伸びた MnS であり、界面剥離によるボイドが生成していた。穴拡げ性に対するS量の影響は、Steel Bの方が高いS量にもかかわらず λ はSteel Aより高いことから、セメント形態の方がより支配的であったものと考えられた。

打抜き端面部の加工硬化層は、せん断変形による加工硬化により延性が低下しているため、ボイドの生成あるいは連結、亀裂進展を促進させる。そこで、セメント形態の異なる材料について打抜きまでの加工硬化層の状態および穴拡げ過程の加工硬化挙動を知るため、打抜き端面からの硬度分布および30%の穴拡げにおける硬度上昇量を調査した。Fig.10に結果を示す。測定位置は、図中に示すように最初に亀裂の認められた破断面とした。なお、平底ポンチにおける穴拡げ試験の破断は、フランジ部の応力とひずみ勾配が小さいため変形抵抗最小位置で破断する場合

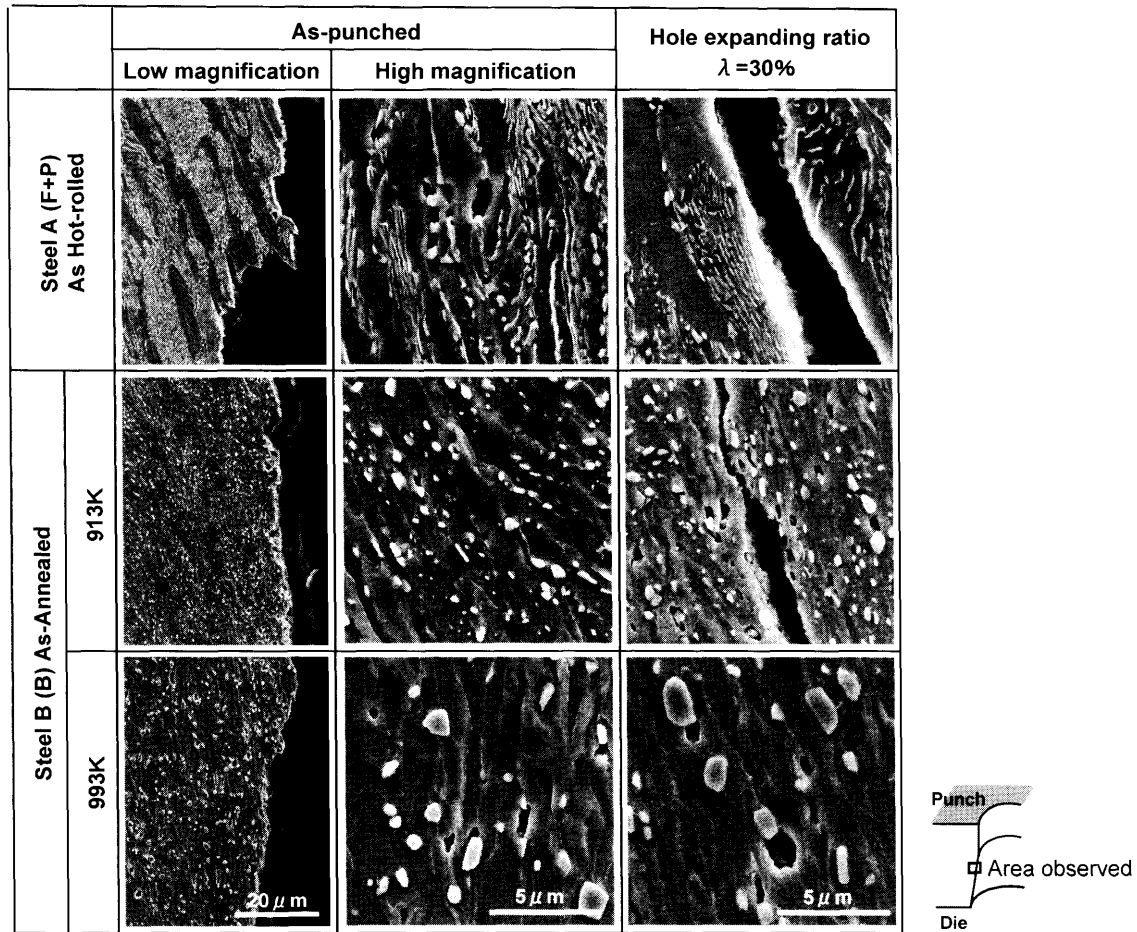


Fig. 8. SEM images of cross-sectional microstructures in vicinity of punched hole under 30% hole expansion.

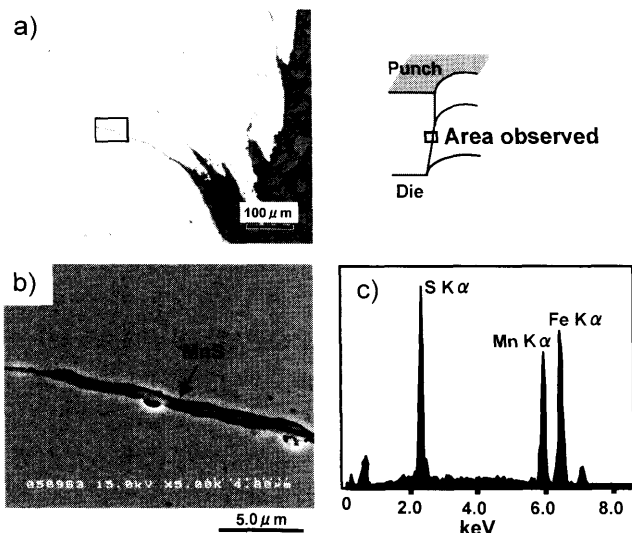


Fig. 9. MnS distribution in vicinity of punched hole under 30% hole expansion of steel B when annealing at 913 K. (a) Optical micrograph, (b) SEM image, (c) EDX spectra.

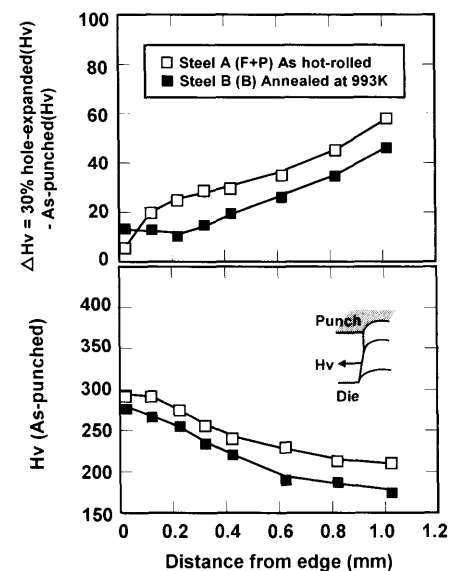


Fig. 10. Vickers hardness distribution at cross section of punched edge.

が多く¹⁴⁾、本実験でも、破断面において最も硬度が低く、かつ、切欠き状を呈していたため低応力で亀裂が進展したものと考えられた。打抜きままの硬度分布は、いずれの鋼板も端面において硬度が高く、大きな塑性変形を受けたこ

とがわかる。30%の穴拡大による硬度上昇は、Steel Bにおいて最端面から内部まで硬度が上昇しており、均一な変形によるボイド生成を反映したものであった。Steel Aは最端面における硬度上昇が小さいことから、ほとんど塑性変

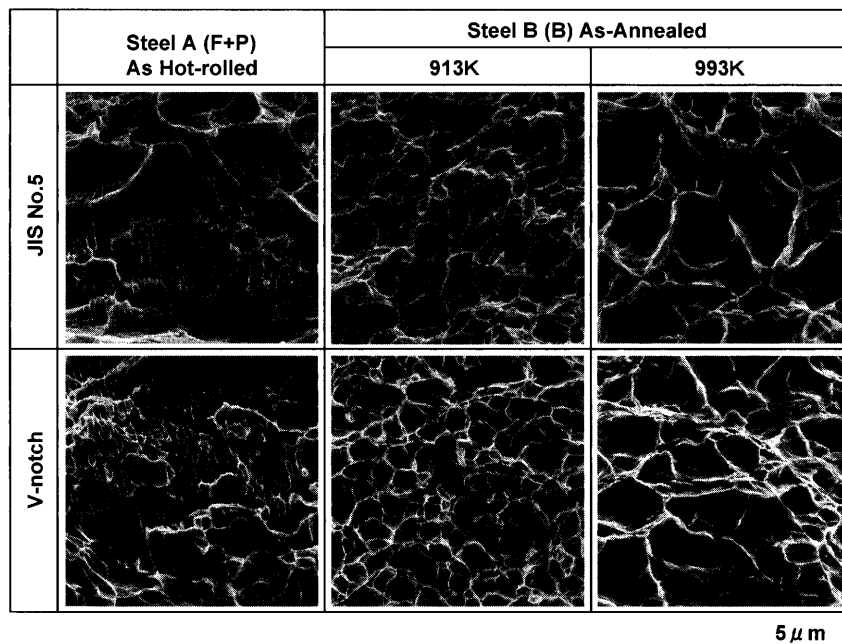


Fig. 11. SEM images of cross-sectional microstructure in vicinity of fracture surface of tensile specimens of steel A and B.

形をとまわず亀裂が進展したことを示唆するものであった。なお、内部における硬度上昇がSteel Aにおいて大きかったのは、YRが小さく、 n 値が大きかったためと考えられた。

Steel Bの伸びフランジ性向上は、穴拡げ過程においてボイド生成・成長・連結の過程を経て割れに至るとともに、穴拡げ率の増大にともないボイド生成量が増加していることから、Steel Aに比べてひずみが均一に伝播したためと考えられた。

4・2 引張試験におけるボイド生成および破断

穴拡げ率と引張試験における材料特性値との関係についてはこれまでも報告があり、切欠き伸び^{7,15)}、極限変形能¹²⁾、 r 値^{7,12)}との相関が示されてきた。本実験でも切欠き引張試験の伸び値と良い相関を示した。そこで、4・1で示した穴拡げ過程の変形挙動との対応関係を調べるために、各引張試験片の破断面および破断面近傍のボイド生成・成長状態についてSEM観察を行った。

破断面の組織をFig.11に示す。Steel Aは、JIS5号試験片においてパーライトが分断した痕跡があるものの、パーライトサイズのディンプル¹⁰⁾が多く認められ延性的な破断面を呈した。一方、切欠き引張試験片は、パーライトの分断も認められるが、破断面は平滑であり亀裂進展が急速に進んだものと考えられた。

Steel Bは、いずれの焼鈍材もディンプルを形成し延性破断面を呈した。ディンプル底にセメンタイト粒子が認められ、これらのセメンタイトを起点としたボイド生成・成長後に割れに至った。ディンプルサイズ^{10,16)}はセメンタイト粒子径に対応し、粗大なセメンタイトの993K材はディンプルが大きく深い。切欠き引張試験片も同様に延性破断面を示し、

試験片形状による違いは小さいが、993K材で見られるように、切欠き引張試験片のディンプルの方がやや浅くなる傾向を示した。

破断面近傍の断面マイクロ組織をFig.12に示す。Steel AのJIS5号試験片において、パーライトの分断による割れが生じているが、パーライト自体も大きな変形を受けている。これは、井上ら^{10,17)}の報告のように引張変形時のパーライト粒へのひずみ分配によりパーライト内部のフェライトのすべり変形が生じ、その後、応力集中によりセメンタイトが延性破断し、分断が進行したのと考えられた。一方、切欠き引張試験片では、パーライトの変形はわずかで、フェライトとパーライトの界面およびフェライトのせん断変形によるパーライトの分断により割れが多く認められた。これより平滑な破断面に至ったものと考えられた。

Steel Bでは、JIS5号試験片においてセメンタイトを起点としたボイドの生成・成長および連結が多く見られた。しかし、切欠き引張試験片ではボイドの生成は少なく、ボイドの生成が認められてもほとんど伸長してない。これよりボイドは破断直前に生成し、急速に破断に至ったため、ディンプル底が浅くなったものと推察された。

穴拡げ性と相関の強い極限変形能を知るために、各試験片を縦断面に切断し、板厚測定を行った。なお、測定位置は板幅中心とした。試験片の破断面における板厚ひずみを $\varepsilon = \ln(T_1/T_0)$ ¹⁸⁾より求めた。ここで、 T_0 ：試験前の板厚、 T_1 ：試験後の板厚である。Fig.13に、破断面のひずみを示す。Steel AはJIS5号および切欠き試験片のいずれもSteel Bに比べてひずみが小さいが、とくに切欠き試験片のひずみが小さく、平滑な破断面組織に対応したものであった。これより、切欠き状の亀裂を有する場合、ほとんど変形せ

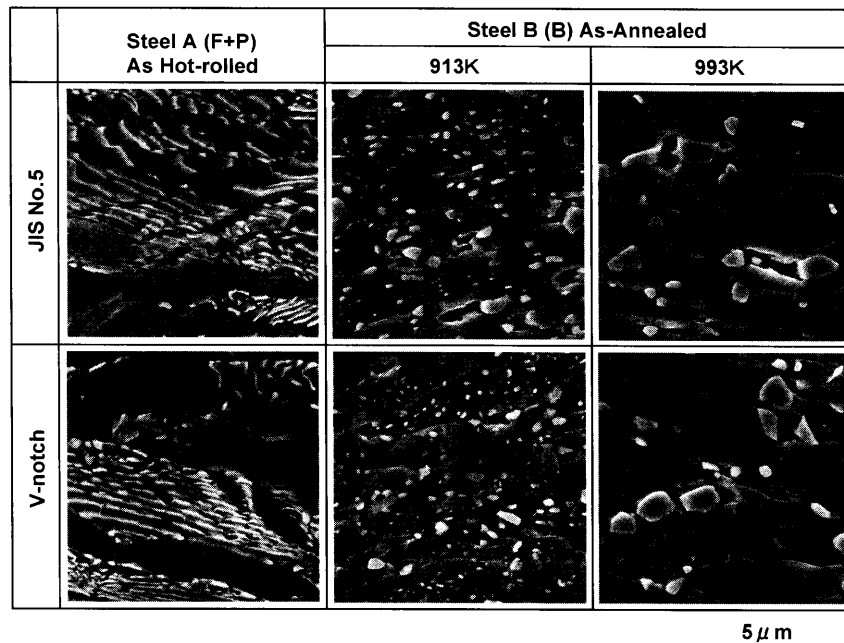


Fig. 12. Fractographs of tensile specimens of steel A and B.

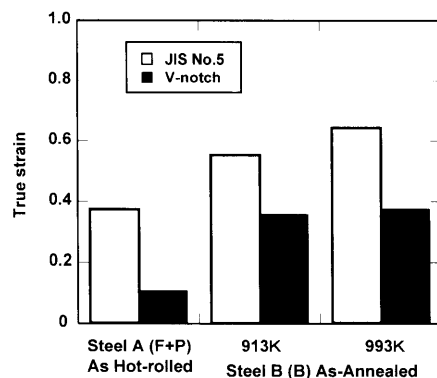


Fig. 13. True strain of fracture surface of notched tensile specimens in steel A and B.

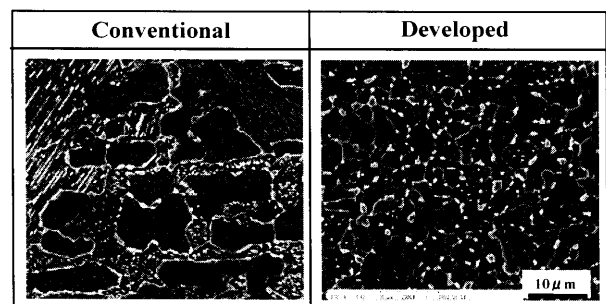


Fig. 14. Microstructures of conventional steel and developed steel.

Table 2. Mechanical properties of mill products.

	YS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	λ^* (%)	Hardness HV / HRB
Conventional	317	506	33	44	156 / 82
Developed	386	488	38	80	150 / 78

 λ^* : Hole-expanding ratio clearance: 20%

ず応力集中部での急速な亀裂の進展となり、穴拡げ過程と同様の變形モードとなる。

穴拡げ率および切欠き伸びと相関の強い因子として r 値が知られている。穴拡げ試験において、同じ成形高さ（同じ板厚減少）の場合、 r 値の大きい材料ほど穴拡げ率が大きくなる¹²⁾。平均 r 値は、Steel Aが1.09であるのに対し、Steel Bの913K材；0.95、993K材；0.93とやや低いことから影響は小さく、セメンタイト形態の方がより支配的であることを示した。

5. 工場試作と製品特性^{4,5)}

JIS S35C 相当の化学組成を有する高穴拡げ性高炭素熱延鋼板の基礎検討結果に基づき、工場試作を行った。その際の熱延における制御冷却の考え方を述べる。従来の冷却では、熱間圧延後の冷却が遅いため熱延後は初析フェライト

と粗大パーライトの混合組織を形成し、球状化焼鈍材は粗大なセメンタイトが不均一に分散した組織を呈する。これを回避するために、熱間圧延後に超急速冷却を実施し、初析フェライトを抑制し、ベイナイト単相組織に制御した。ミクロ組織をFig.14に、機械的特性をTable 2に示す。開発鋼はフェライト粒が均一微細であり、セメンタイトはほぼ100%の球状化で均一微細に分散している。一方、従来鋼はセメンタイトの分布が不均一でラメラ状のセメンタイトも残留している。開発鋼は、従来鋼に比べて穴拡げ率 λ が約2倍の80%であり、伸びも5%高く優れた加工性を有する。

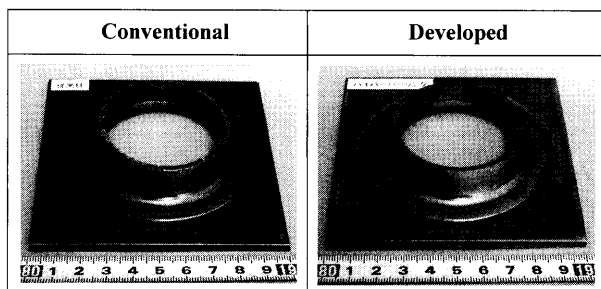


Fig. 15. Appearance of burring test specimens.

実部品相当のボス成形を模擬した穴拡げ試験後の外観をFig.15に示す。開発鋼は割れの発生が認められず、従来鋼において困難であった複雑形状を有するボス成形の可能性が大幅に高まり、一体成形や部分増肉への展開が容易になることが確認された。

6. 結言

JIS S35C熱延鋼板の伸びフランジ性におよぼすマイクロ組織の影響について、フェライト・パーライトおよび球状セメンタイトによる穴拡げ過程のボイド生成・成長に関して検討した結果、以下の結論を得た。

(1) フェライト・パーライト鋼と微細球状セメンタイト鋼において、伸び(T.El.)はフェライト・パーライト鋼の方が高いが、伸びフランジ性の指標である穴拡げ率(λ)は、微細球状セメンタイト鋼が優れる。また、球状化焼鈍温度の上昇により伸びと同時に λ が増大し、 λ -T.El.バランスが向上した。

(2) λ は、切欠き伸び(n-El.)と相関が強く、標点間距離(GL)の長いGL=50 mmにおいて直線的な関係を示した。

(3) フェライト・パーライト鋼は、穴拡げ時の打抜き

穴端面において切欠き状の割れが発生し、その後の穴拡げ過程で、フェライトとパーライトの界面に沿って割れが急速に進展した。そのため、穴拡げ性が低下した。

(4) 一方、球状セメンタイト鋼は、打抜き穴端面が平滑であり、穴拡げ過程においてボイドの生成および成長後、連結により割れへと進展し、加工ひずみが分散して伝播することから、穴拡げ性が向上した。

文 献

- 1) S.Ishihara, K.Mine and T.Suzumura: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **44** (2003), 409.
- 2) H.Nakata, N.Nakamura and T.Inazumi: *CAMP-ISIJ*, **17** (2004), 503.
- 3) N.Nakamura, H.Nakata, T.Fujita, S.Matsuoka and Y.Hosoya: *CAMP-ISIJ*, **17** (2004), 504.
- 4) N.Nakamura, H.Nakata, T.Fujita, Y.Motoyashiki and S.Iizuka: *Materia Jpn.*, **43** (2004), 235.
- 5) T.Fujita, N.Nakamura and S.Iizuka: *JFE-GIHO* No. 4, (2004), 39.
- 6) M.Kinoshita, H.Kimura, K.Osawa, T.Okita, H.Owada and M.Hori: *NKK Tech. Rep.*, **145** (1994), 1.
- 7) K.Matsudo, T.Shimomura, K.Osawa, M.Yoshida and Y.Uchida: *Nippon Kokan Tech. Rep.*, **61** (1973), 333.
- 8) T.Inoue and S.Kinoshita: *Tetsu-to-Hagané*, **60** (1974), A119.
- 9) T.Fujita, N.Nakamura, T.Urabe, K.Okuda and Y.Hosoya: *J. Jpn. Inst. Met.*, **69** (2005), 101.
- 10) T.Inoue and S.Kinoshita: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), 875.
- 11) T.Nakagawa, M.Takita and K.Yoshida: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **11** (1970-2), 142.
- 12) K.Hosono, T.Nakagawa and K.Yoshida: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **9** (1968-9-2), 637.
- 13) Y.Takahashi, T.Yokoi and M.Obara: *CAMP-ISIJ*, **18** (2005), 542.
- 14) K.Yoshida and K.Miyauchi *et al.*: *Sci.Papers I.P.C.R.* 61-4, (1967-12), 119.
- 15) E.Yasuhara, K.Okuda, A.Tosaka and O.Furukimi: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 1219.
- 16) T.Inoue and S.Kinoshita: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **14** (1973-4), 291.
- 17) T.Inoue and S.Kinoshita: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), 90.
- 18) K.Yoshida: *Handbook of Ease or Difficulty in Press Forming*, JDDRG, (1993), 460.