

© 1982 ISIJ

論 文

18%Cr 鋼および 25%Cr 鋼の熱間押し出し加工時の不均一変形

間 瀬 俊 朗*

Ununiform Deformation of 18% and 25% Chromium Steel on Hot Extrusion

Toshiro MASE

Synopsis :

Mechanism of stringy defect formation on hot extrusion of high chromium steels and its prevention methods were investigated.

It was estimated that stringy defect resulted from the strain in circumferential direction relatively larger than in extrusion direction.

Stringy defect can be prevented by refining the structure, i.e. promoting the precipitation of austenite or adding a carbide/nitride former element.

1. 緒 言

18%Cr 鋼は C, Si, Mn, N などの含有量にもよるが 850°C から 1300°C で $\alpha + \gamma$ の二相組織であり, 1300°C 以上では α -相となる。一方, 25%Cr 鋼は全温度域で α -相である。すなわち, 両鋼種とも高温度域では液相にいたるまで α -相である。このように高温で α -相となる鋼では (実は鋼に限らず例えば Ti や Zr など高温で BCC 構造一相となる金属共通の現象と思われるが) 熱間変形の際に炭素鋼やオーステナイト・ステンレス鋼と異なる特異な変形挙動を示すことはあまり知られていない。一, 二例をあげると次のとおりである。第1の例はフェライト・ステンレス鋼, 特に高 Cr 鋼を熱間押し出した際に Photo. 1 に示すような押し出し方向に平行な筋状欠陥が発生することである。この筋状欠陥は粗大組織を有する炭素鋼やオーステナイト・ステンレス鋼を押し出し加工しても決して発生することはなく, フェライト・ステンレス鋼など BCC 構造を有する材料に固有な現象である。第2の例はフェライト・ステンレス鋼に熱間でねじり変形を与えた場合に変形部分が Photo. 2 に示されるように特異な様相を呈す現象である。Photo. 2 に比較のため, オーステナイト・ステンレス鋼に同様なねじり変形を与えた場合の例を示したが, 変形部は一様な変形をしているのに対して, フェライト・ステンレス鋼では著しく不均一な変形をし, あたかも余

剰な材料が変形部より“はみだした”ような様相を呈している。これらの現象は, あまり知られていないので, ほとんど研究の対象とされていない。しかし, 第1の例として示した熱間押し出し加工時に発生する筋状欠陥については実用的にも解決しなければならない問題である。この筋状欠陥の原因としては, 高温で α -相となる材料は結晶成長が著しく, 粗大組織となるため, 変形が

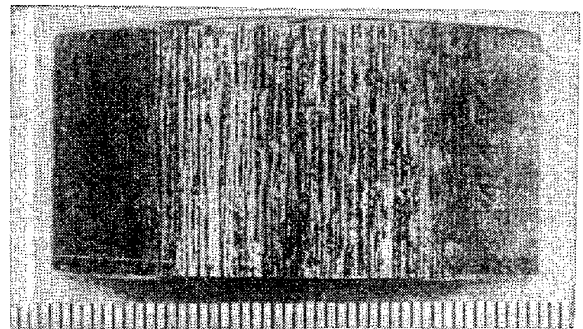
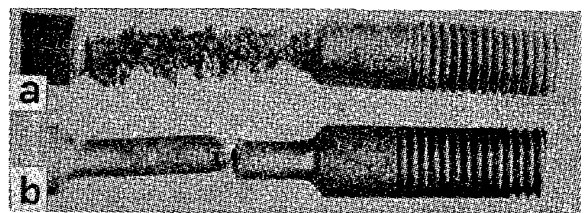


Photo. 1. Stringy defect on 25% Cr-Ti steel tube extruded.



(a) 30%Cr steel (b) 18Cr-8Ni stainless steel

Photo. 2. Abnormal deformation of high chromium steel in hot twist at 1250°C.

昭和 56 年 8 月 5 日受付 (Received Aug. 5, 1981)

* 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

不均一となり、凹凸が生じたとも考えられる。しかし、先に述べたように粗大組織を有するオーステナイト・ステンレス鋼などには筋状欠陥が生じないので、単に粗大組織のみで、この現象を説明することはできない。次に考えられることは、フェライト・ステンレス鋼では塑性異方性をもたらす集合組織が形成されやすいのではないかということである。すなわち、フェライト・ステンレス鋼は加工方向(押し出し方向)と幅方向(円周方向)とで塑性異方性を示すため、変形の際に炭素鋼やオーステナイト鋼よりも幅方向への変形量が大きくなり凹凸が生ずる可能性が考えられる。いずれにしても、この筋状欠陥の防止対策としては、結晶粒(あるいは変形の単位となる方位の似かよった単位領域)の微細化は効果があるから、本研究では鋼の化学成分および加工条件の組織の微細化におよぼす影響について検討し筋状欠陥防止効果を確かめた後押し出し加工に供する素材(ビレット)の塑性異方性について考察した。なお、この筋状欠陥の発生は熱間押し出し加工に固有な現象で板圧延では発生しないのが特徴である。この理由を明らかにすることも、本研究の目的の一つであるが、板圧延では板幅方向への変形が許されるが、押し出し加工では周長は必ず減少しなければならないことが関係しているものと予想される。

2. 実験方法

2.1 筋状欠陥の実態調査

まず、筋状欠陥とはどのようなものであるかを明らかにするため、筋状欠陥発生の著しい 25%Cr-0.6%Ti 鋼について欠陥の形状、ミクロ組織との関連を調査した。実験に供した押し出し材は実ラインで製管したもので、3t 鋼塊より 142φ のビレットを作り、このビレットを 1100°C 加熱後 48φ × 4t の鋼管に押し出したものである。供試材の化学成分を Table 1 に示す。

実験は外観観察、表面粗さ測定、ミクロ組織観察について行った。

2.2 筋状欠陥発生におよぼすビレット加熱温度および押し出し比の影響

ビレット加熱温度が高く、押し出し比が大きければ筋状欠陥の発生は助長されると予想されるが、どの程度の影響があるかを実験用プレスによる棒鋼の押し出し実験

により確認することとした。供試鋼は筋状欠陥発生の比較的軽微な 18%Cr 鋼と発生の著しい 25%Cr-Ti 鋼で、その化学成分を Table 1 に示した。押し出し用ビレットはいずれも工場で製造した 146φ の丸鋼を実験プレス用に 1200°C 加熱後 90φ に鍛造して作った。

実験内容は次のようである。

(1) ビレット加熱温度の影響

ビレット加熱温度を 1000, 1100, 1200°C (加熱時間は 30min 一定) と変化させて、押し出し比 20 で押し出しを行い筋状欠陥の発生程度を比較した。

(2) 押し出し比の影響

ビレット加熱温度は 1100°C 一定として、押し出し比を 10, 20 と変化させ、押し出しを行い筋状欠陥の発生程度を比較した。

2.3 筋状欠陥発生におよぼす化学成分の影響

2.2 項では鋼の化学成分は変えずに、ビレット加熱温度および押し出し比によつて筋状欠陥の発生がどうなるかを調べたが、更に積極的にフェライト生成元素とオーステナイト生成元素との成分バランスを考慮して加工温度でより多くオーステナイトを生成させて組織を微細化し、かつフェライトの影響を減少させることが筋状欠陥の軽減に効果的であると考えられる。また、Ti や Nb を添加して、これらの炭化物、窒化物による粒成長抑制も考えられるが、一方、これら元素は炭窒化物生成元素であると同時にフェライト生成元素であるため、いつそうフェライト相を安定化して粒成長を助長することも考えられるので、この点についても実験することとした。実験内容は次のようである。

(1) 18%Cr 鋼で N を増量あるいは N, Ni 共増量し、かつ Si, Cr を減量して、オーステナイト・ポテンシャルを上昇させた材料 2 種、Ti を添加した材料 1 種と比較材の合計 4 種類について実験用プレスで押し出し実験を行い筋状欠陥発生におよぼす化学成分の影響を検討した。ここに、オーステナイト・ポテンシャルとは、例えば次式で示される量でオーステナイト生成傾向を示す定性的な量である。

$$\gamma_p = 288C + 350N + 22Ni + 7.5Mn - 18.75Cr - 54Si + 338.5$$

(2) 25%Cr 鋼では N を増量あるいは N, Ni 共増量し、かつ Si, Cr を減量してオーステナイト・ポテンシャルを上昇させた材料 2 種、Ti あるいは Nb を添加した材料 2 種と比較材の合計 5 種類について実験用プレスで押し出し実験を行い筋状欠陥発生におよぼす化学成分の影響を検討した。ここに、供試鋼は高周波溶解炉で溶解した 100 kg 鋼塊 (160φ を 1200~1250°C 加熱

Table 1. Chemical composition of materials tested. (%)

| | C | Si | Mn | Ni | Cr | N | Ti |
|----------|------|------|------|------|-------|--------|------|
| 18%Cr | 0.05 | 0.56 | 0.66 | 0.09 | 16.30 | 0.0244 | — |
| 25%Cr-Ti | 0.06 | 0.53 | 0.97 | 0.09 | 24.30 | 0.0092 | 0.66 |

Table 2. Chemical composition of materials used to investigate the effect of chemical composition on the stringy defect. (%)

| | | C | Si | Mn | Ni | Cr | N | Ti | Nb |
|-----------|------------------|------|------|------|------|-------|--------|------|------|
| 18% Cr | 18%Cr | 0.08 | 0.46 | 0.62 | 0.15 | 17.67 | 0.0278 | — | — |
| | 18%Cr-Ti | 0.08 | 0.46 | 0.65 | 0.12 | 17.30 | 0.0114 | 0.64 | — |
| | 18%Cr-N | 0.07 | 0.44 | 0.62 | 0.11 | 17.50 | 0.0720 | — | — |
| | 18%Cr-High r_p | 0.07 | 0.25 | 0.70 | 0.50 | 17.00 | 0.0706 | — | — |
| 25% Cr | 25%Cr | 0.08 | 0.50 | 1.07 | 0.11 | 25.37 | 0.0390 | — | — |
| | 25%Cr-Nb | 0.08 | 0.49 | 1.04 | 0.05 | 25.58 | 0.0420 | — | 0.52 |
| | 25%Cr-Ti | 0.08 | 0.51 | 1.04 | 0.06 | 25.30 | 0.0162 | 0.65 | — |
| | 25%Cr-N | 0.08 | 0.57 | 1.10 | 0.05 | 25.22 | 0.186 | — | — |
| | 25%Cr-High r_p | 0.14 | 0.36 | 1.00 | 0.59 | 24.22 | 0.210 | — | — |

後 90φ に鍛造した丸鋼を表面切削して 80φ のビレットに機械加工したものを次の条件で押し出しを行った。

ビレット加熱温度：1100°C

押し出し比：20 (18φ の棒鋼に押し出し)

供試鋼の化学成分を Table 2 に一覧した。表中 High r_p と添記した材料は N, Ni 共増量し、かつ Si, Cr を減量してオーステナイト・ポテンシャルを大きくした材料である。

2.4 25%Cr-Ti 鋼の集合組織と塑性異方性の検討

粗大組織がフェライト・ステンレス鋼押し出し加工時の筋状欠陥の発生を助長することは間違いないが、それだけでは発生原因を説明できないことは緒言で述べた。したがって、本質的原因としてフェライト・ステンレス鋼では押し出し方向に直角な方向すなわち押し出し材の円周方向への塑性歪みが相対的に大きくなる集合組織を素材 (ビレット) が有していることが予想される。そこで筋状欠陥発生の著しい 25%Cr-Ti 鋼ビレットの集合組織を調べ、その場合の塑性異方性を計算により推定することを試みた。また、実験によりビレット長手方向とその直角方向 (円周方向) とで圧縮変形時に塑性歪みに異方性があるかどうか併せて検討した。供試鋼は 2.2 項の実験に用いた 25%Cr-Ti 鋼 (Table 1 参照) である。実験および計算内容は次のようである。

(1) ビレットの集合組織の測定と塑性異方性の推定
工場で分塊圧延した 25%Cr-Ti 鋼の丸鋼より Fig. 1 に示すような板状試験片を切り出し 1100°C×30 min 加熱、WQ 後集合組織の測定に供した。次に得られた方位 (hk1) [UVW] の結晶に板厚方向 (T 方向) の圧縮歪みを加えた際に長手方向 (押し出し方向または L 方向) と幅方向 (押し出し加工の場合の円周方向または B 方向) との歪みの大小関係を計算により推定し、25%Cr-Ti 鋼は幅方向の歪みが長手方向の歪みより相対的に大きな歪みとなる変形挙動を示すかどうかを検討した。

(2) 熱間圧縮試験による塑性異方性の検討

前項と同じ素材 (142φ ビレット) を鍛造・圧延により 25 mm 厚の板として、これより Fig. 2 に示すよう

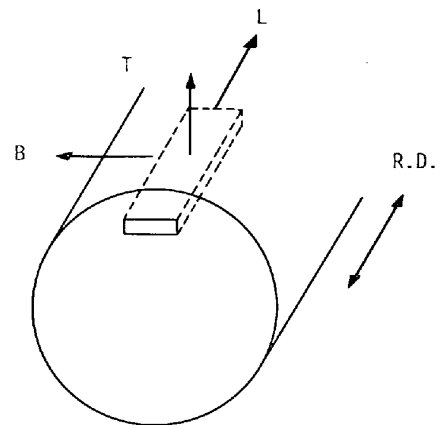


Fig. 1. Sampling method of test piece for the measurement of texture of billet.

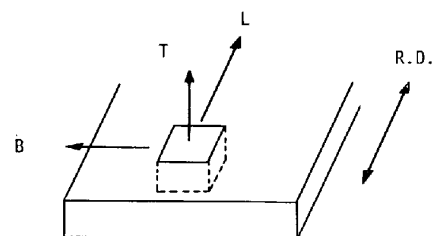


Fig. 2. Sampling method of test piece for the hot compression test.

な試験片を切り出した。この試験片で圧延 (L) 方向、幅 (B) 方向が判るようにして熱間圧縮試験を行い、L 方向と B 方向との歪み量を測定し、塑性異方性の有無を実験により確認することとした。

熱間圧縮試験の条件は次のようである。

- 試験片寸法 20φ × 25 H
- 圧縮温度 700, 900, 1100, 1300°C
- 圧縮歪み 50%
- 測定 L および B 方向の歪み

3. 実験結果

3.1 筋状欠陥の実態調査

(1) 外観観察

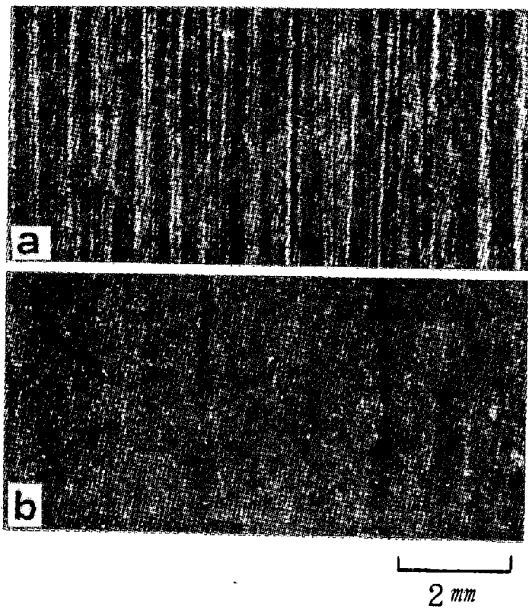
Photo. 3 に筋状欠陥の外観写真を示した。

(a)は鋼管外面を約7倍に拡大した写真で、押し出し方向に平行な筋状疵の様子がよくわかる。

(b)は鋼管内面を約7倍に拡大した写真であるが、筋状欠陥がほとんど認められない。これは内面では円周の減少がほとんどないことと関係があるものと推定される。

(2) 表面粗さ

筋状欠陥の発生した鋼管の外面を円周方向に沿って粗さを測つたところ最大高さ粗さ (H_{max}) で約 20μ であった。



(a) outer surface (b) inner surface

Photo. 3. Appearance of surface of extruded tube.

(3) ミクロ組織

筋状欠陥発生の著しい鋼管外面と、筋状欠陥の発生していない内面との横断面におけるミクロ組織を比較したが両者に差は認められなかった。

3.2 筋状欠陥発生におよぼすビレット加熱温度および押し出し比の影響

(1) ビレットの加熱温度の影響

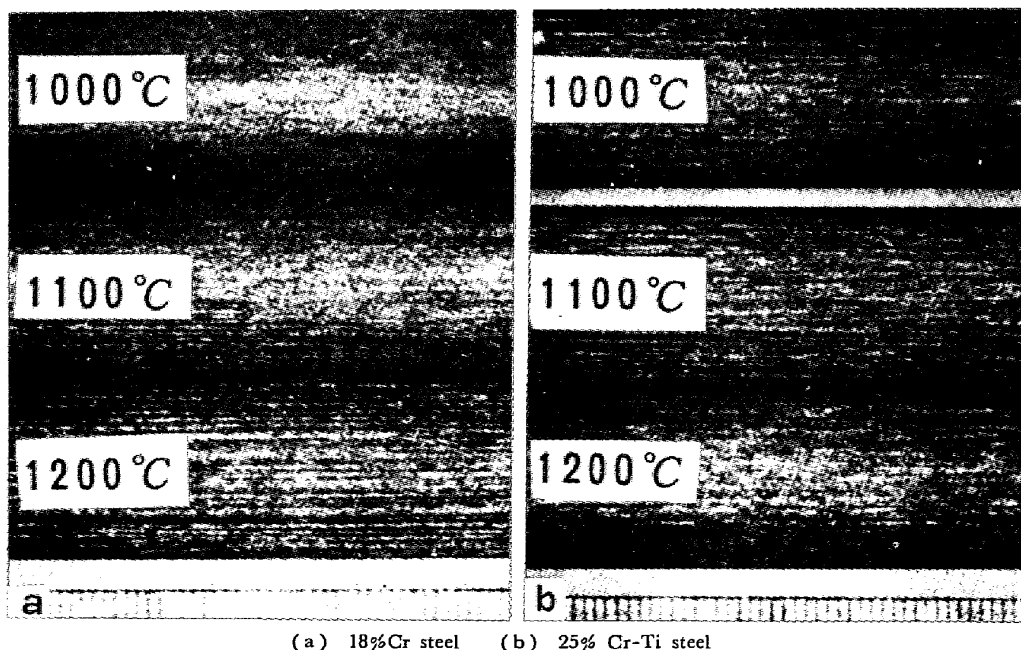
押し出し後の棒鋼の外観写真を Photo. 4 に示した。18%Cr 鋼, 25%Cr-Ti 鋼ともビレット加熱温度が高いと筋状欠陥の発生が助長されることを示しているが、18%Cr 鋼ではビレット加熱温度の影響が大きく、加熱温度により筋状欠陥の発生程度がかなり大きく変化している。一方、25%Cr-Ti 鋼ではビレット加熱温度の影響が、それほど大きくはない。

(2) 押し出し比の影響

ビレット加熱温度は 1100°C 一定として、押し出し比 10 と 20 とで押し出しを行つた棒鋼の外観写真を Photo. 5 に示した。18%Cr 鋼で押し出し比を 20 から 10 に下げると、押し出し比 20 でビレット加熱温度 1000°C で押し出したものと同程度に筋状欠陥が軽減される。一方、25%Cr-Ti 鋼では押し出し比を下げると筋状欠陥は軽減されるが 18%Cr 鋼の場合ほど顕著ではない。

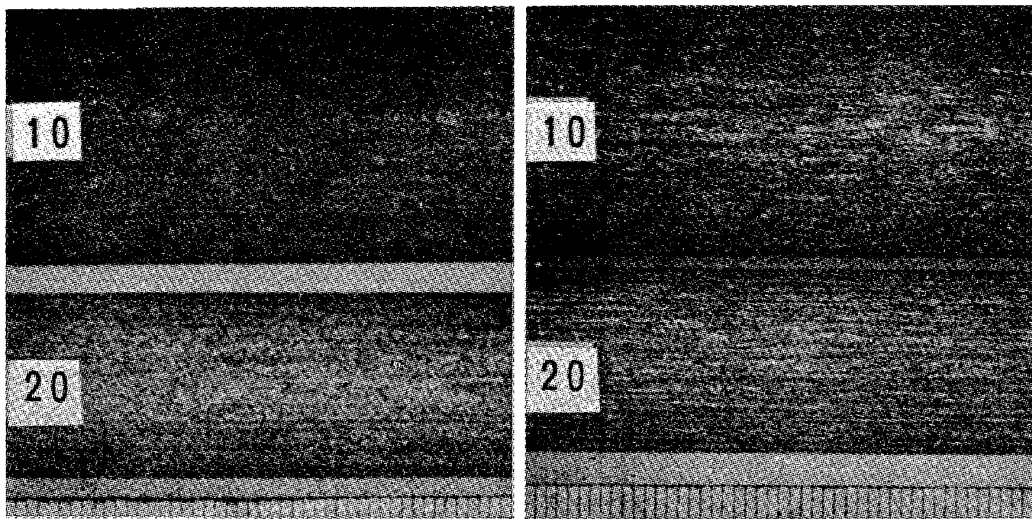
(3) 押し出し材のミクロ組織

ビレット加熱温度および押し出し比を変えて押し出した棒鋼のミクロ組織を調べた。ビレット加熱温度が上昇すると 18%Cr 鋼, 25%Cr-Ti 鋼ともに粒成長を示し、



(a) 18%Cr steel (b) 25%Cr-Ti steel

Photo. 4. Appearance of the rods extruded with different temperature of billet heating.



(a) 18%Cr steel (b) 25%Cr-Ti steel

Photo. 5. Appearance of the rods extruded with different extrusion ratio.

Table 3. Grade of stringy defect on the rods extruded with different temperature of billet heating and extrusion ratio.

| Temperature of billet heating | 1000 | 1100 | 1200 | 1100 | |
|-------------------------------|------|------|------|------|-----|
| Extrusion ratio | 20 | 20 | 20 | 10 | 20 |
| 18%Cr | + 2 | 0 | - 2 | + 2 | 0 |
| 25%Cr-Ti | 0 | - 1 | - 2 | 0 | - 1 |

筋状欠陥発生程度と相関があることがわかった。一方、押し出し比を変えた場合はマイクロ組織（結晶粒度）には差がなく、結晶粒の大きさの他、押し出し前後における周長の減少率（周長リダクションと称す）の大小によつて筋状欠陥の発生は左右されることが示されている。以上の結果を筋状欠陥の評点により整理するとTable 3のとおりである。評点は次のように類別した。

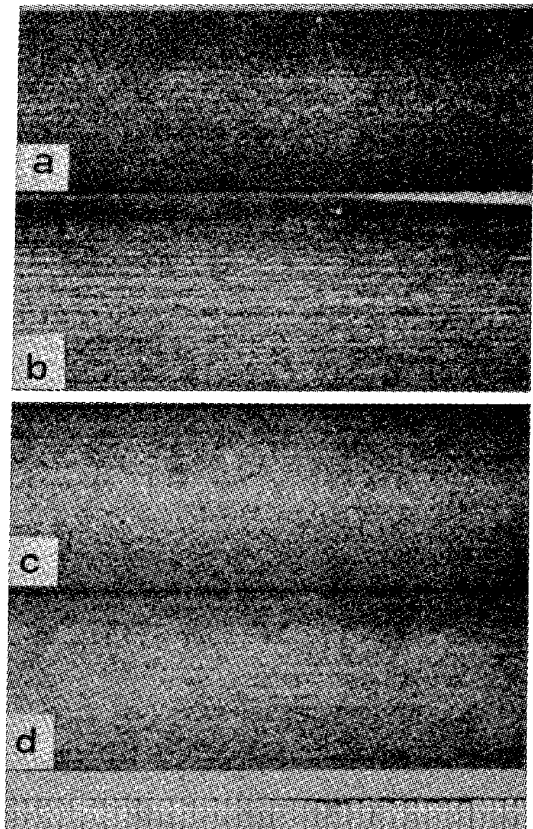
| 評点 | 表面粗さ (μ) |
|-----|----------|
| + 3 | 5 以下 |
| + 2 | 5~10 |
| + 1 | 10~15 |
| 0 | 15~20 |
| - 1 | 20~25 |
| - 2 | 25~30 |
| - 3 | 30 以上 |

ここに評点 0 は 18%Cr 鋼を実ラインで押し出した場合の標準的な粗さに相当する。

3.3 筋状欠陥発生におよぼす化学成分の影響

(1) 18%Cr 鋼

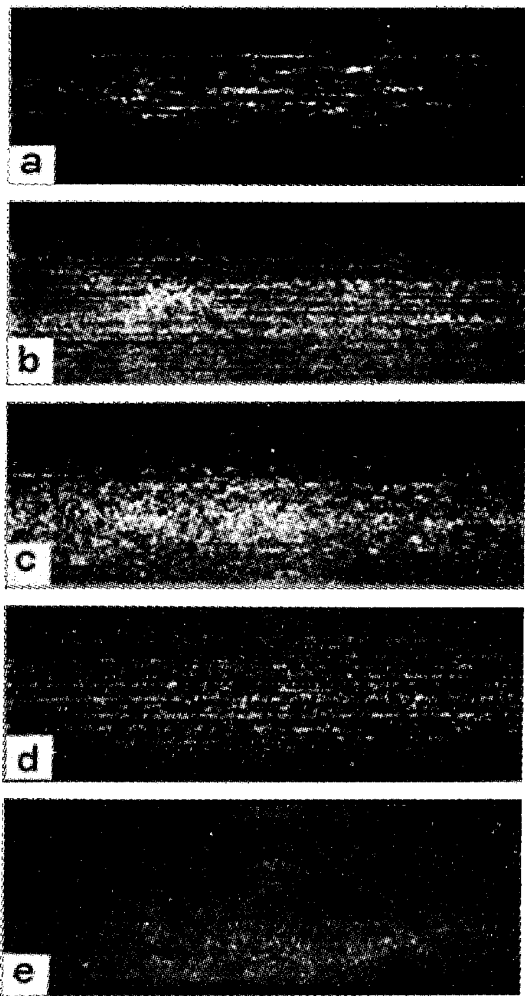
Photo. 6 に化学成分を変えた 18%Cr 鋼押し出し材（ビレット加熱温度 1100°C, 押し出し比 20）の外観写真を示した。標準組成の 18%Cr 鋼を基準として筋状欠陥の発生程度を比較すると、Ti 添加鋼では筋状欠陥の発生が助長され、一方、窒素添加鋼および Si, Cr を減



(a) 18%Cr (b) 18%Cr-Ti
(c) 18%Cr-N (d) 18%Cr-High γ_p

Photo. 6. Appearance of the rods extruded with different chemical composition of 18%Cr steel

量し、Ni, N を添加増量したオーステナイト・ポテンシャルの高い鋼（18%Cr-High γ_p ）では筋状欠陥が大幅に減少している。これら押し出し材のマイクロ組織を観察したところ、結晶粒の大きさと、筋状欠陥発生程度とはよい対応関係が認められた。すなわち、標準組成の 18%Cr 鋼に比べて、Ti 添加鋼はかなり粗粒化し、オーステナイト・ポテンシャルを上げた鋼は微細化が認めら



(a) 25%Cr (b)25%Cr-Nb
(c) 25%Cr-Ti (d) 25%Cr-N
(e) 25%Cr-High γ_p

Photo. 7. Appearance of the rods extruded with different chemical composition of 25%Cr steel.

れた。特に Si, Cr を減量し Ni, N を添加増量した鋼 (18%Cr-High γ_p) では著しかった。

(2) 25%Cr 鋼

Photo. 7 に化学成分を変えた 25%Cr 鋼押出材 (ピレット加熱温度 1100°C, 押し出し比 20) の外観写真を示した。標準組成の 25%Cr 鋼を基準として筋状欠陥の発生程度を比較すると Nb, Ti 添加鋼ともに筋状欠陥の軽減が認められる。これは 18%Cr 鋼はピレット加熱温度で二相組織であり, Ti を添加するとフェライト一相となり筋状欠陥の発生が助長されるのに対して 25%Cr 鋼は Nb や Ti を添加する前からすでにフェライト一相で, これら元素を添加すると生成した炭化物, 窒化物が単位領域の成長を抑制し, 筋状欠陥の発生を抑制したものと考えられる。オーステナイト・ポテンシャルを上げた 25%Cr 鋼では 18%Cr 鋼の場合と同様, 筋状欠陥が軽減している。特に, Si, Cr を減量し, Ni, N を

添加・増量した鋼 (25%Cr-High γ_p) では筋状欠陥軽減が顕著である。

これら押し出し材のマイクロ組織を観察したところ, Nb および Ti 添加鋼の場合, 標準組成の 25%Cr 鋼に比べ, フェライト粒の大きさは同程度か, やや粗粒であつたにもかかわらず筋状欠陥が軽減されたのは, 押し出し材のマイクロ組織観察では判別できない, 塑性変形の一単位となる方位の似かよつた単位領域の微細化に効果があつたものと推定される。一方, オーステナイト・ポテンシャルを上げた鋼では押し出し材の結晶粒の微細化が認められ, 特に Si, Cr を減量し, Ni, N を添加増量した鋼 (25%Cr-High γ_p) では極めて細い組織を呈していた。以上の結果を筋状欠陥の評点により整理すると Table 4 のとおりである。

3.4 25%Cr-Ti 鋼の集合組織と塑性異方性の検討

(1) 集合組織の測定

Fig. 3 に分塊圧延後 1100°C×30 min 加熱 WQ した材料の (200) 極点図を示した。(100) が押し出し面と平行となり [011] が押し出し方向に並ぶ方位の他に

Table 4. Grade of stringy defect on the rods extruded with billets having different chemical composition of 18% and 25% Cr steel.

| 18%Cr Series | Grade | 25%Cr Series | Grade |
|-----------------------|-------|-----------------------|-------|
| 18%Cr | 0 | 25%Cr | -2 |
| | | 25%Cr-Nb | -1 |
| 18%Cr-Ti | -2 | 25%Cr-Ti | -1 |
| 18%Cr-N | +2 | 25%Cr-N | 0 |
| 18%Cr-High γ_p | +3 | 25%Cr-High γ_p | +3 |

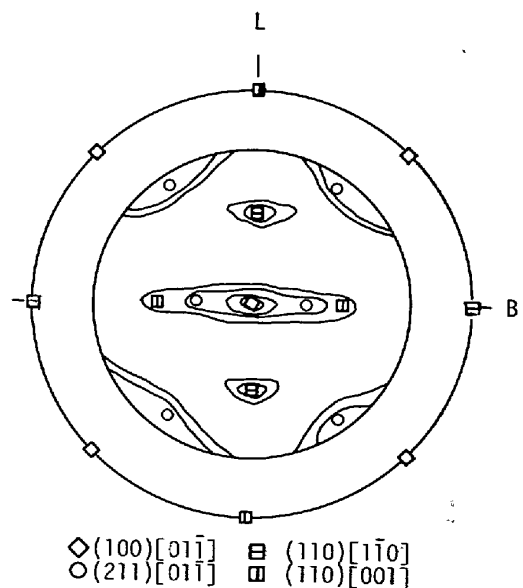


Fig. 3. (200) pole figure of 25%Cr-Ti steel billet after 1100°C×30 min. WQ

押し出し面に (211), 押し出し方向に $[01\bar{1}]$ 方位, 以下 (110) $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方位および (110) $[001]$ 方位の集積が認められる。

(2) 塑性異方性の計算による推定

丸ピレットを押し出し加工する場合に, 押し出し方向 (L 方向) の歪みに対して円周方向 (B 方向) の歪みが相対的に大きい筋状欠陥が発生するのではないかという推定のもとに (hkl) $[uvw]$ なる方位をもつ結晶の塑性異方性を計算により推定した。計算は福田ら¹⁾の方法によつたが, 用いた仮定は次のとおり。

仮定

① 押し出し加工を Fig. 1 に示したように, ピレット半径方向 (T 方向) の圧縮加工として, 押し出し方向を L 方向, 円周方向を B 方向とした。

② 変形はすべりによつてのみ生じ, 回転を行うことを無視した。

③ 考えられるすべり系 $\{110\} \langle 111 \rangle$, $\{211\} \langle 111 \rangle$, $\{123\} \langle 111 \rangle$ においてすべりは Fig. 4 に示す分解せん断応力の大きい方から 2~3 系がほぼ同時に活動し変形に寄与するものとした。すなわち, すべりが生ずる臨界分解せん断応力は考えられるすべり面 $\{110\}$, $\{211\}$, $\{123\}$ でほぼ等しいとした。

次に, 集合組織の測定で集積が認められた 4 つの方位 (100) $[01\bar{1}]$, (211) $[01\bar{1}]$, (110) $[\bar{1}\bar{1}0]$ および (110) $[001]$ を有する結晶について, ピレット半径方向 (T 方向) に圧縮応力を付加した場合の押し出し方向の歪み ϵ'_L 円周方向 (B 方向) の歪み ϵ'_B を計算した結果を Table 5 に示す。ここに ϵ'_T は半径方向の歪みである。(110) $[001]$ 方位の結晶については分解せん断応力の大きい方から 3 番目までを計算したが B 方向の歪み ϵ'_B は 0 で幅拡がりが生じないことがわかる。(110) $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方位の結晶は T 軸を中心に 90° 回転させたものであるから, 逆に L 方向の歪み ϵ'_L は 0 で圧縮歪み ϵ'_T はすべて幅歪みとな

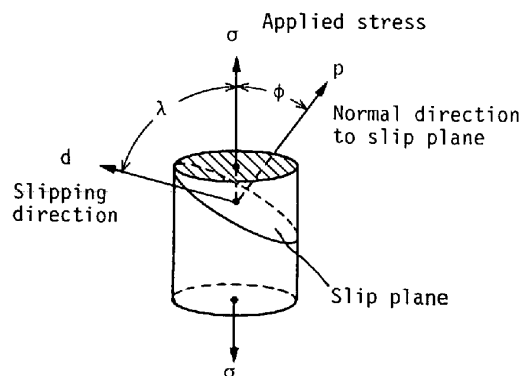


Fig. 4. Coordinates for calculating resolved shear stresses.

Table 5. Calculated strains on the crystals with preferred orientation.

| Texture | $1/\cos\lambda \cdot \cos\phi$ | Slip system | ϵ'_L | ϵ'_T | ϵ'_B |
|------------|--------------------------------|-------------|---------------|---------------|---------------|
| (110)[001] | 0.469 | (112)[111] | 0.941 | 0.938 | 0 |
| | " | (112)[111] | " | " | " |
| | 0.462 | (123)[111] | 0.925 | 0.924 | 0 |
| | " | (213)[111] | " | " | " |
| | " | (123)[111] | " | " | " |
| | " | (213)[111] | " | " | " |
| (110)[110] | 0.406 | (101)[111] | 0.815 | 0.813 | 0 |
| | " | (011)[111] | " | " | " |
| | " | (101)[111] | " | " | " |
| | " | (011)[111] | " | " | " |
| | 0.469 | (112)[111] | 0 | 0.938 | 0.941 |
| | " | (112)[111] | " | " | " |
| (211)[011] | 0.462 | (123)[111] | 0 | 0.924 | 0.925 |
| | " | (213)[111] | " | " | " |
| | " | (123)[111] | " | " | " |
| | " | (213)[111] | " | " | " |
| | 0.406 | (101)[111] | 0 | 0.813 | 0.815 |
| | " | (011)[111] | " | " | " |
| (100)[011] | " | (101)[111] | " | " | " |
| | " | (011)[111] | " | " | " |
| | 0.873 | (213)[111] | 0.614 | 0.820 | 0.204 |
| | " | (213)[111] | " | " | " |
| | 0.865 | (101)[111] | 0.813 | 0.813 | 0 |
| | " | (110)[111] | " | " | " |
| (110)[011] | 0.832 | (112)[111] | 0.469 | 0.782 | 0.312 |
| | " | (121)[111] | " | " | " |
| | 0.470 | (211)[111] | 0.938 | 0.941 | 0 |
| | " | (211)[111] | " | " | " |
| | " | (211)[111] | 0 | " | 0.938 |
| | " | (211)[111] | 0 | " | " |

る。(211) $[01\bar{1}]$ 方位の結晶についても分解せん断応力の大きい方から 3 番目までを計算したが $\epsilon'_L=0.614 \times 2 + 0.813 \times 2 + 0.469 \times 2 = 3.792$, $\epsilon'_B=0.204 \times 2 + 0 \times 2 + 0.312 \times 2 = 1.032$ で $\epsilon'_L/\epsilon'_B=3.67$ となり L 方向への伸びが大きいことがわかる。(100) $[01\bar{1}]$ 方位の結晶は L 方向, B 方向に対して等方的であるので計算結果は分解せん断応力最大なものについてのみ記した。炭素鋼やオーステナイト・ステンレス鋼の再結晶したオーステナイト域での集合組織はランダムであることと, 25%Cr-Ti 鋼の本結果とを対比して考えると, 25%Cr-Ti 鋼の 1100°C における (110) $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方位の結晶の優先的存在は“幅拡がり” (ϵ'_B) が炭素鋼やオーステナイト・ステンレス鋼より相対的に大きくなりうることを示唆している。

(3) 熱間圧縮試験による塑性異方性の検討

塑性異方性の計算による推定から (110) $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方位の結晶の優先的存在は幅拡がりが大きくなりうることを示唆しているが, 25%Cr-Ti 鋼には $\epsilon'_B=0$ なる変形をする (110) $[001]$ 方位の結晶あるいは $\epsilon'_L=3.792$, $\epsilon'_B=1.032$ なる変形をする (211) $[01\bar{1}]$ 方位の結晶も存在するので全体として, いかなる変形挙動となるかを定量的に結論することは困難である。そこで, 熱間圧縮試験によつて ϵ'_L , ϵ'_B の大小関係を確かめることとした。圧縮試験の結果を Table 6 に示した。ここに L, B は圧縮前の試験片寸法, L', B' は圧縮後の試験片寸法であり, $\Delta L'=L'-L$, $\Delta B'=B'-B$ である。もし材料が L 方向, B

Table 6. Results of hot compression test.

| Testing temperatur (°C) | Dimension before test | | Dimension after test | | Changes of dimension | | $\Delta B'/\Delta L'$ |
|-------------------------|-----------------------|---------|----------------------|---------|----------------------|-------------|-----------------------|
| | L | B | L' | B' | $\Delta L'$ | $\Delta B'$ | |
| 700 | 20.00mm | 20.00mm | 29.85mm | 31.35mm | 9.85mm | 11.35mm | 1.15 |
| | " | " | 30.75 | 31.70 | 10.75 | 11.70 | 1.09 |
| 900 | " | " | 31.20 | 31.85 | 11.20 | 11.85 | 1.06 |
| | " | " | 31.65 | 31.90 | 11.65 | 11.90 | 1.02 |
| 1100 | " | " | 31.45 | 32.05 | 11.45 | 12.05 | 1.05 |
| | " | " | 31.45 | 32.15 | 11.45 | 12.15 | 1.06 |
| 1300 | " | " | 32.30 | 32.40 | 12.30 | 12.40 | 1.01 |
| | " | " | 31.95 | 32.30 | 11.95 | 12.30 | 1.03 |

方向に塑性的に等方であれば $\Delta B'/\Delta L'=1$ となるはずである。なお試験は同一条件で2回ずつ行つた。Table 6 からわかるように $\Delta B'/\Delta L' > 1$ でより幅方向への塑性変形が大きいことがわかる。

4. 考 察

前章では4項目の実験結果について述べたが、ここで考察に先立つて得られた主な結果についてまとめてみる。第1項の筋状欠陥の実態調査では、鋼管押し出しの場合、外面には筋状欠陥が発生するが、内面には発生しないことを明らかにした。また筋状欠陥発生部(鋼管外面)と非発生部(鋼管内面)のミクロ組織を比較すると両者に差はなく、加工条件の違い、すなわち周長リダクションの大小により筋状欠陥の発生は影響されることが予想される。第2項のピレット加熱温度および押し出し比の影響については、ピレット加熱温度が高いと筋状欠陥が助長され、また、押し出し比が大きいと助長されることがわかつた。第3項の化学成分の影響については、18%Cr鋼、25%Cr鋼ともオーステナイト・ポテンシャルを上げると筋状欠陥の発生は軽減されること、18%Cr鋼のように高温で二相組織($\alpha+\gamma$)の材料は炭窒化物生成元素であるTiを添加すると基地をよりフェライト的にするため筋状欠陥の発生は助長されるが、もともとフェライト一相の25%Cr鋼ではTiやNbを添加すると筋状欠陥の発生が抑制されることがわかつた。第4項では25%Cr-Ti鋼で素材が塑性異方性をもたらす集合組織を有しているかどうかを、集合組織の測定と単純化したすべりのみによる変形モデルで塑性異方性の存在の可能性を計算により推定した。その結果優先方位として認められた(100)[01 $\bar{1}$]、(211)[01 $\bar{1}$]、(110)[1 $\bar{1}$ 0]、(110)[001]方位の結晶のうち(110)[1 $\bar{1}$ 0]方位の結晶の存在比が大きい場合には押し出し加工時に円周方向に拡がりやすく、筋状欠陥の発生を助長するのではない

かと予想された。また熱間圧縮試験によつても素材(ピレット)長手方向(分塊圧延方向)より幅方向(円周方向)に変形しやすいことを確認した。以上得られた結果から筋状欠陥発生を助長する因子と発生機構を推定すると次のとおりである。

(1) 筋状欠陥発生の助長因子

(i) 周長リダクションが大きいこと、すなわち、押し出し比が大きいこと

押し出し加工は外円周の大きいピレットから、外円周の小さな棒鋼あるいは鋼管を塑性加工するプロセスである。従つて外周円の減少が円滑に行われなるときには“しわ”(筋状欠陥)が発生する可能性をひめている。しかし、周長リダクションが大きい時にはいかなる鋼でも筋状欠陥が発生するのではなく、ピレットに集合組織が発生していない炭素鋼やオーステナイト・ステンレス鋼では発生しない。したがつて、周長リダクションが大きいことは筋状欠陥発生の本質的原因ではなく、フェライト・ステンレス鋼のように筋状欠陥が発生する鋼の場合には助長因子となると考えるべきである。このことは、フェライト・ステンレス鋼で周長リダクションがほとんどゼロの鋼管内面では筋状欠陥が発生しないこと、押し出し比を下げた押し出し加工を行うと軽減することから実証されている。

(ii) ピレット加熱温度が高いこと

フェライト相の析出量が増し、塑性変形の一単位となる方位の近い結晶の集団—これを単位領域と称した—の拡大を促すと考えられる。

(iii) オーステナイト・ポテンシャルが低いこと

オーステナイト・ポテンシャルが低いと、加工温度域でオーステナイトの析出量が少なく、変態にもとづく方位のランダム化が行われなため、単位領域の微細化が行われず筋状欠陥の発生を助長するものと考えられる。また、オーステナイト・ポテンシャルの低い材料は、高

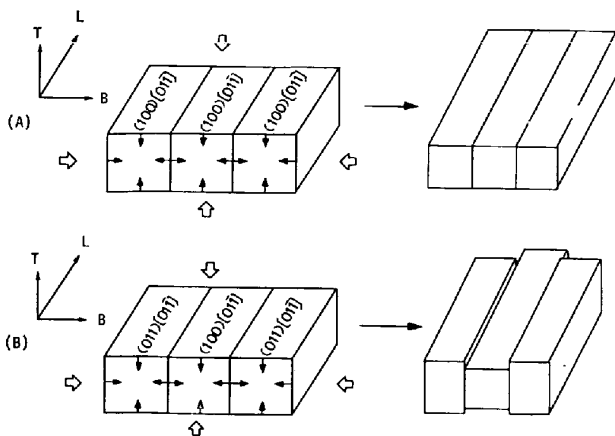
(A) Uniform (100)[01 $\bar{1}$] texture(B) (100)[01 $\bar{1}$] mixed with (011)[01 $\bar{1}$] texture

Fig. 5. Schematic strain diagram on stringy defect.

い材料に比べて、ピレット加熱温度においてフェライトの生成割合が多く結晶成長しやすいことも筋状欠陥の発生を助長しているものと考えられる。

(iv) 結晶成長を抑制する炭窒化物が存在しないこと
ピレット加熱あるいは加工温度域で二相組織となる鋼では炭窒化物生成元素の添加は地をますますフェライト的とするため筋状欠陥の発生が助長されるが、一相組織である鋼では炭窒化物の存在が結晶成長を抑制して筋状欠陥の発生を抑えるものと考えられる。

(v) (110) [1 $\bar{1}$ 0] 方位が優位であること

(110) [1 $\bar{1}$ 0] 方位の結晶は [110] 方向への圧縮変形によつて幅方向の歪みのみが生ずるため円周の減少が円滑にいかず筋状欠陥が発生するものと考えられる。これが筋状欠陥発生の本質的原因で上記(i)~(iv)はいずれも助長因子と考えられる。なお、(110) [1 $\bar{1}$ 0] 方位の集合組織が存在する場合に筋状欠陥が発生するモデルについては次項で述べる。

(2) 筋状欠陥発生機構 (発生モデル)

筋状欠陥発生機構として Fig. 5 に示すようなモデルを考えた。すなわち、(A)のように例えば (100) [01 $\bar{1}$] の均一組織の場合には T 方向に圧縮応力が働き、B 方向に拘束がある場合、T 方向、B 方向ともに圧縮歪みが生

じ、その分だけ L 方向の伸び歪みとなり凹凸が生ずることなく変形は進行する。ところが(B)の場合のように例えば (100) [01 $\bar{1}$] 結晶と (011) [01 $\bar{1}$] 結晶とが共存する場合には (011) [01 $\bar{1}$] 方位の結晶は L 方向には変形しないため T 方向にも変形することができず図に示すように凹凸が生ずるのではなからうか。ローピング (Rop- ing) 発生機構について似たようなモデルが H. C. CAO によつて示されている²⁾。

5. 結 論

以上の実験よりフェライト・ステンレス鋼の熱間押し出し加工時に発生する筋状欠陥の発生機構と当面とりうる防止対策として次の結論を得た。

(1) フェライト・ステンレス鋼の筋状欠陥は (110) [1 $\bar{1}$ 0] 方位を有する粗大組織が原因で発生する。

(2) (110) [1 $\bar{1}$ 0] 方位の結晶で筋状欠陥が発生するのは、これら方位をもつ結晶は押し出し方向に直角な円周方向への幅拡がりを生じやすいため円周方向が拘束され、かつ円周が減少しなければならない押し出し加工の場合には半径方向に歪みを増さざるを得ないためである。

(3) この筋状欠陥の当面の防止対策としては粗大組織の形成を防ぐことであるため次の方法が考えられる。

- ・ピレット加熱温度を極力低げる。

- ・18%Cr 鋼のようにピレット加熱温度あるいは押し出し加工温度で二相組織となる材料ではオーステナイト・ポテンシャルを上げて粗大組織の形成を防ぐ。

- ・25%Cr 鋼のように標準成分では熱間で一相組織となる材料ではオーステナイト・ポテンシャルを上げて二相組織にするか、炭窒化物生成元素である Ti, Nb などの添加によつて粗大組織の形成を防ぐ。この場合、オーステナイト・ポテンシャルを上げる方法の方がより効果的である。

文 献

1) 福田 実: 住友金属, 14 (1962), p. 211

2) H. C. CAO: Trans. ASM, 60 (1967), p. 37