クロム板のロール圧縮曲げ†

吉田 総 仁* 岡田 達 夫** 佐藤 寿 明***
原田 泰 典**** 大森 正 信*****

Roll-Compression Bending of Chromium Plate

by

Fusahito YOSHIDA*, Tatsuo OKADA**, Toshiaki SATO***

Yasunori HARADA**** and Masanobu OHMORI*****

The formability of sintered powder chromium plates of 99.8%-purity in roll-compression bending is investigated at various temperatures below the DBTT (Ductile-to-Brittle Transition Temperature: 180°C for the chromium). In the roll-compression bending method for less-ductile chromium, roll-contact pressure is expected to prevent surface cracking, because high hydrostatic pressure increases ductility. However, on the first trial for *monolithic chromium plates*, a problem of this method was found from both the experiments and the FEM stress analysis that high tensile stress appears near the roll-contact region of the plate. To reduce the tensile stress there, *steel-covered chromium plates* were tested and were successfully bent at 80°C, whereas three-point bending was applicable only at the temperature above 130°C. It is thus confirmed that the roll-compression bending of steel-covered chromium plates is quite effective in decreasing the forming temperature.

Key words: Chromium, Roll-compression bending, Workability, Ductile-to-brittle transition, DBTT, Hydrostatic pressure

1 緒 言

クロムは耐熱性、耐食性に極めて優れているため、合金元素としては多用されているが、これを単一の機能材料として使用している例はさほど多くない。クロムの単一材料としての使用を困難にしている大きな理由のひとつはその加工性の悪さである。クロムは他の体心立方金属と同様、顕著な延性-ぜい性遷移挙動を示し、その遷移温度 (Ductile-to-Brittle Transition Temperature: DBTT) は室温よりかなり高い。

そこで、できるだけ室温近くでクロムの塑性加工を可能とするための種々の努力がなされている。これらを大別すると次のようになる。

- ① クロムの純度を上げる、とくに窒素の含有量を減らす。^{1)~4)}
- ② わずかな塑性予ひずみを付与する。^{1), 5), 6)}
- ③ 変形中のひずみ速度を低くする。^{1), 7), 8)}
- ④ 静水圧力成分の高い状態で変形させる。⁹⁾

①は転位の固着を起こりにくくし、②では固着転位を力学的に解放し、③では変形抵抗を下げることによりぜい性破壊を生じにくくしている。

本研究では④静水圧力作用に注目している。Itoh ら⁹⁾

は、圧縮ねじり試験により、クロムの DBTT が静水圧力とともに大きく低下することを見いだしている。また、原田ら¹⁰⁾は、据込み加工におけるクロムの DBTT が引張試験で得られるそれよりも低いことを見いだしている。静水圧力成分が高い状態では、へき開破壊の原因となる垂直応力成分が小さくなるので塑性流動が可能となる。したがって、静水圧力成分が高いほど塑性加工可能温度が低下するものと考えられる。なお、従来の研究のほとんどは DBTT 以上の温度における加工を念頭において DBTT が静水圧力作用によりどの程度下がるかについて議論しているが、本研究では DBTT 以下ではあるが、クロムがある程度延性を持つ温度域での曲げ加工の可能性を検討している。

本報告では、高静水圧力作用を利用して、クロム板をできるだけ低い温度で曲げ加工するための実際的な加工法としてロール圧縮曲げについて検討した。実験にはローパンチで板面に直接圧縮荷重を作用させながら温間で板曲げができる装置を試作して用いた。この実験により、クロム板の曲げ加工性に及ぼす温度と圧縮荷重の効果について調査した。また、ロール圧縮曲げ実験と引張試験および三点曲げ試験結果を比較検討した。

† 原稿受理 平成 8 年 11 月 22 日 Received Nov. 22, 1996

* 正 会 員 広島大学工学部第一類 (機械系) 〒739 東広島市鏡山, Dept. of Mech. Eng., Hiroshima Univ., Kagamiyama, Higashi-Hiroshima, 739

** 広島大学工学部第一類 (機械系) 〒739 東広島市鏡山, Dept. of Mech. Eng., Hiroshima Univ., Kagamiyama, Higashi-Hiroshima, 739

*** 広島大学大学院 (現在 三菱自動車工業㈱) 〒444 岡崎市橋目町字中新切, Mitsubishi Motors Co., Hashime-cho, Okazaki, 444

**** 正 会 員 豊橋技術科学大学工学部生産システム系 〒441 豊橋市天伯町雲雀ヶ丘, Dept. of Production Syst. Eng., Toyohashi Univ. of Tech., Tenpaku-cho, Toyohashi, 441

***** 正 会 員 広島電機大学工学部機械工学科 〒739-03 広島市安芸区中野, Dept. of Mech. Eng., Hiroshima Denki Univ., Aki-ku, Hiroshima, 739-03

2 実験方法

2・1 ロール圧縮曲げ実験

実験に用いたクロム板は Table I にその化学成分を示すような純度 99.8% の焼結・圧延板材（板厚 2.5mm）である。この板材を幅 25mm、長さ 90mm に切り出したものを試験片としている。このとき、板の圧延方向を試験片の長手方向に一致させている。この板試験片は実験前に 1000℃ で 1 時間真空焼なまして用いた。Fig. 1 にロール圧縮曲げ実験装置の概要を示す。試験板をダイス（肩半径 10mm）に固定し、ローラパンチ（ローラ半径 25mm）で板面を圧縮しながらダイスを 90° 回転（回転速度 $6.7 \times 10^{-3} \text{ rad} \cdot \text{s}^{-1}$ ）させることにより曲げ加工実験を行なった。なお、ローラパンチは無駆動である。

実験では試験片にき裂を生じることなく曲げが可能である圧縮荷重と温度の条件を調べた。ローラパンチより加えられる圧縮荷重は油圧サーボにより制御した。温度の影響を調べるため、実験はオイルバス中（50～150℃）で行った。

2・2 引張試験

ロール圧縮曲げ実験に用いたものと同一のクロム板から Fig. 2 に示す引張試験片を作製し、同一の熱処理を施

し、インストロン型引張試験機によりクロスヘッド速度 $10 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ で真空加熱炉中引張試験を行なった。

2・3 三点曲げ実験

ロール圧縮曲げ実験に用いたものと同一のクロム板より幅 12mm、長さ 45mm、（板厚 2.5mm）に切り出し、同一の熱処理を施したものを試験片としている。この試験片を用い、Fig. 3 に示すスパン 30mm の三点曲げ実験をオイルバス中（80～200℃）で行った。パンチ速度は $10 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ とした。試験は曲げ角度が 90° になるまで曲げるものであるが、この途中で試験片にき裂が生じたものはそこで実験を中断し、そのときの曲げ半径を測定した。

3 実験結果および考察

3・1 引張試験および三点曲げ実験

本実験に用いたクロムの機械的性質、とくに延性-ぜい性遷移挙動を調べるために、引張試験および三点曲げ実験を行なった。Fig. 4 は種々の温度における引張試験によりえられた公称応力-公称ひずみ曲線を示す。この図より、このクロム材は、150℃ 以下では延性に乏しく、180℃ 以上では大きな延性を持つことがわかる。この図は、クロムの延性-ぜい性遷移挙動がどのような理由によるものかをよく説明している。150℃ 以下でほとんど延性を示さず破壊したときの応力（以下では破壊応力と呼ぶ） σ_{fr} はおよそ 270MPa（公称応力）であるが、180℃

Table I. Chemical composition of specimen (wt%).

C	P	S	Fe	H	O	N	Cr
0.004	0.002	0.003	0.130	0.0004	0.006	0.008	Bal.

Fig. 1. Schematic illustration of roll-compression bending (dimensions in mm).

Fig. 2. Dimensions (in mm) of tension-test specimen.

Fig. 3. Schematic illustration of three-point bending (dimensions in mm).

Fig. 4. Nominal-stress vs. nominal-strain curves in tension tests on chromium at various temperatures.

以上での引張りにおいては塑性流動応力が破壊応力より低くなるため大きな延性を持つことになる。

Fig. 5 は引張試験における破断ひずみ ϵ_f [$= \ln (A_0/A_f)$, A_0 : 試験片初期横断面積, A_f : 破断後横断面積] と試験温度の関係を示している。また, Fig. 6 は三点曲げ実験における最大無次元曲率 κ ($= t_0/\rho$, t_0 : 初期板厚 [2.5mm], ρ : 荷重点直下の板中央面の最小曲げ半径) と試験温度の関係を示している。この図中, $\triangle$ は曲げ角度が 90° になるまでき裂が生じなかったもので, $\blacktriangle$ は曲げ途中で試験片にき裂が生じたものを示している。Fig. 5 にみられるように引張試験における DBTT はおよそ 180°C であるが, Fig. 6 では三点曲げ加工可能下限温度はおよそ 130°C であり, 引張試験における DBTT よりおよそ 50°C ほど低い温度で曲げ加工ができてい

Fig. 5. Fracture strain ϵ_f vs. test temperature in tension tests on chromium.

Fig. 6. Maximum nondimensional curvature κ vs. test temperature in three-point bending on chromium. $\kappa = t_0/\rho$, where t_0 is initial thickness of the specimen (2.5mm) and ρ is minimum radius at middle surface of the specimen. Symbols $\triangle$ and $\blacktriangle$ show the results for successfully bent and fractured specimens, respectively.

かし, このことは曲げにおける DBTT が引張りにおけるそれに比べて 50°C ほど低くなっていることを意味しない。この実験で曲げ角度が 90° になるまで曲げると最大無次元曲率は $\kappa = 0.35$ となり, このときの最大曲げひずみ (表面ひずみ) はおよそ 0.16 となる。引張試験においてひずみ 0.16 まで可能となる下限界温度を Fig. 5 より調べてみると $130\sim 150^\circ\text{C}$ であり, これは三点曲げ (曲げ角度 90°) が可能となる下限界温度の 130°C とほぼ等しくなっている。すなわち, さらに厳しい曲げ ($\kappa > 0.35$) を行ったらとすれば, それが可能となる温度はおそらく 130°C より高くなると思われる。

3・2 ロール圧縮曲げ実験

Fig. 7 に種々の温度でのロール圧縮曲げ実験における最大無次元曲率 κ と圧縮荷重の関係を示す。この図中, $\square$, $\circ$ は曲げ終了 (角度 90°) までき裂が生じなかったもので, $\blacksquare$, $\bullet$, $\blacktriangle$ は曲げ途中で試験片にき裂が生じたものを示している。これらの結果より, ロール圧縮曲げでは, 圧縮力が小さいときには曲げがほとんど不可能であり, 圧縮力が大き過ぎても試験片にき裂が生じるので, 最適圧縮力が存在することがわかる。この最適圧縮力は温度が低いほど大きくなることもわかる。

圧縮力が大きくなるほど加工可能曲率が大きくなる傾向は, 緒言で述べた静水圧力作用として説明できる。すなわち, 板面に圧縮力が作用すると静水圧応力成分が大きくなるため, へき開破壊の原因となる垂直応力成分が小さくなるので塑性流動が可能となる。引張試験結果でも明らかなように, 低温になるほど流動応力は上昇するので, 低温で曲げ加工を可能とするためには圧縮力を増大させなければならない。

圧縮力が大き過ぎると曲げの途中で試験片にき裂が発生するが, この原因を調べるために, 有限要素法によるロール圧縮曲げの応力解析を行なった。Fig. 8 は, 有限

Fig. 7. Maximum nondimensional curvature κ vs. compressive load in roll-compression bending at various temperatures. Open symbols ($\square$ and $\circ$) and filled ones ($\blacksquare$, $\bullet$ and $\blacktriangle$) show the results for successfully bent and fractured specimens, respectively.

要素解析における要素分割を示す。解析は弾塑性解析汎用プログラム ABAQUS を用い、平面ひずみ状態を仮定して行なった。クロム板の応力-ひずみ曲線は引張試験におけるDBTT直上の 180℃ における実験結果をもとに次のように定式化している。

相当応力-相当塑性ひずみ関係：

$$\bar{\sigma} = 125 + 386\bar{\epsilon}^{0.41} [\text{MPa}] \quad (1)$$

ヤング率： $E = 250 \text{ GPa}$ ，ポアッソン比： $\nu = 0.3$

Fig. 9 は、圧縮力 10kN の場合のロール圧縮曲げにおける板の長手方向応力分布を示している。これより、ローラパンチが板から離れる領域近傍に 267MPa を越える大きな引張応力（曲げ応力）が作用していることがわかる。

Fig. 8. FEM mesh for the stress analysis of roll-compression bending.

Fig. 9. Distribution of longitudinal stress in roll-compression bending under 10-kN compression.

先に述べたように、引張試験における破壊応力がおおよそ 270MPa（公称応力）であり、180℃より低温では流動応力が式 (1) で表されるものよりさらに高いことを考慮すれば、低温においてこの引張応力による破壊が起こる危険性が十分に考えられる。曲げ加工可能温度の下限界は 100℃であったが、この温度では極めて限られた圧縮荷重でのみ（6kN の場合のみ）曲げが成功、5kN、7.5kN では破壊）曲げが可能であった。以上のような問題があるため、ローラパンチが直接クロム板に接触するロール圧縮曲げでは、当初期待したほどには加工可能温度を下げることはできなかった。

3・3 軟鋼板で被覆したクロム板のロール圧縮曲げ実験

この大きなローラパンチ力における破壊を防止するために、Fig. 10 に示すように、クロム板のローラパンチ側を 0.8mm の軟鋼板で覆って圧縮曲げを行うことにより、クロムの曲げ応力を低減させる方法を考えてみた。軟鋼板は単にクロム板に置いていただけではあるが、これらの板はダイスとローラパンチに強い力ではさまれた状態で曲げられるので、両板間の相対すべりはほとんど生じない。この方法によれば、軟鋼板には大きな（正の）曲げ応力が生じ、クロムの曲げ中立軸位置は、軟鋼板被覆の無い場合に比べ、曲げの外表面側に移動し、クロムの曲げ応力は低下する。

この実験によって得られた最大無次元曲率 κ と圧縮荷重の関係を Fig. 11 に示す。この図中、△は曲げ終了（角度90°）までき裂が生じなかったもので、●は曲げ途中で試験片が破断したものを示している。また、⊠、⊗は曲げ終了直前になって初めて表面割れが生じたものを示している。この曲げ終了直前における割れは、この点におけるダイスの曲率の急激（不連続）な変化（ $1/R_d = 0.1 \rightarrow 0 \text{ mm}^{-1}$ ）に起因する応力上昇によるものと考えられる。80℃では、圧縮力5、7.5、10kN のいずれの場合も破壊せず最後まで曲げることができており、この結果は三点曲げや軟鋼板無しのロール圧縮曲げの結果より格段に優れたものである。また、60℃、50℃では完全に90°曲げに成功した例はなかったが、ほとんどの場合に、

Fig. 10. Schematic illustration of roll-compression bending on steel-covered chromium (dimensions in mm).

Fig. 11. Maximum nondimensional curvature κ vs. compressive load in roll-compression bending of steel-covered chromium at various temperatures. Symbols $\triangle$ and $\bullet$ show the results for successfully bent and fractured specimens, respectively. Symbols $\boxtimes$ and $\otimes$ denote the results for specimens which were surface-cracked just before the end of 90°-bending.

曲げの終了直前 ($\kappa = 0.22$) になって初めて表面割れが生じていた。三点曲げにおいて $\kappa = 0.22$ で曲げ破壊が生じる温度がおおよそ 100°C であり、70°C における三点曲げ破壊曲率が 0.06 程度であることを考えれば、静水圧力作用による延性増加を狙った本方法の有効性が確認できる。

今後、最終段階での表面割れを防止する方法、例えば曲げの最終段階でローラ圧縮力を低減したりダイスの形状を曲率が緩やかに変化するように修正するなど、についてさらに工夫すれば、50~60°C でも完全な曲げ成形品を得ることも期待できよう。

4 結 論

99.8% 純度のクロム板を用いて、より低温での曲げ加工を目的に、ロール圧縮曲げ (曲げ角度 90°) 実験を行った。なお、このクロムの引張試験における延性-ぜい性遷移温度はおおよそ 180°C 程度、三点曲げ (90° 曲げ) が可能となる下限界温度はおおよそ 130°C であった。得られた主な結果は次のようである。

(1) はじめに、ローラパンチが直接クロム板に接触するロール圧縮曲げ実験を行った。ローラパンチによる圧縮力が小さいときには曲げがほとんど不可能であり、圧縮力が大き過ぎても試験片にき裂が生じてしまい、曲げ加工のための最適圧縮力が存在することがわかった。この最適圧縮力は温度が低いほど大きくなる。曲げ加工可能温度の下限界は 100°C であったが、この温度では極めて限られた圧縮荷重でのみ (6kN の場合のみ) 曲げが成功、5kN、7.5kN では破壊) 曲げが可能であった。

(2) 圧縮力が大きくなるほど加工可能曲率が大きくなる傾向は、静水圧力作用として説明できる。すなわち、板面に圧縮力が作用すると静水圧力成分が大きくなるため、へき開破壊の原因となる垂直応力成分が小さくなるので塑性流動が可能となるためである。また、低温になるほど流動応力は上昇するので、低温で曲げ加工を可能とするためには圧縮力を増大させなければならない。

(3) 圧縮力が大き過ぎると試験片にき裂が発生するが、これはローラパンチが板から離れる領域近傍に大きな曲げ応力が生じるためであることが有限要素応力解析により明らかとなった。

(4) 高圧縮力側での破壊を防止するために、クロム板のローラパンチ側を軟銅板で覆い、圧縮曲げ実験を行った。その結果、80°C では、5、7.5、10kN のいずれの圧縮力でも最後まで曲げることができた。また、60°C、50°C でもほとんどの場合に、90° 曲げの終了直前になって初めて表面割れが生じていたが、これはこの点におけるダイス曲率の急激 (不連続) な変化に起因する応力上昇によるものと考えられる。このように DBTT 以下の温度域でも静水圧力による明らかな延性増加が認められ、従って、この最終段階でのき裂発生を防止する方法を工夫すれば、より一層の加工温度低下が期待できよう。

なお、本論文で検討した被覆材を用いたロール圧縮曲げは単にクロムだけではなく、多くの難加工材の曲げ加工にも有効であると思われる。

参 考 文 献

- 1) 大森正信, 賀屋 章, 原田泰典, 吉田総仁, 伊藤 操, 日本金属学会誌, **52**, 223 (1988).
- 2) K. E. Solie and O. N. Carlson, Trans. Met. Soc. AIME, **230**, 480 (1964).
- 3) B. C. Allen, D. J. Maykuth and R. I. Jaffee, Trans. Met. Soc. AIME, **227**, 724 (1963).
- 4) D. J. Maykuth and R. I. Jaffee, Trans. ASM, **49**, 948 (1957).
- 5) S.A. Spachner and W. Rostoker, Trans. ASM, **50**, 838 (1958).
- 6) 吉田 進, 大庭幸夫, 永田徳雄, 日本金属学会誌, **25**, 93 (1961).
- 7) H. Johansen and G. Asai, J. Electrochem. Soc., **101**, 604 (1954).
- 8) H. L. Wain, S. T. M. Jhonstone and F. Hederson, J. Inst. Metals, **91**, 41 (1962).
- 9) M. Itoh, F. Yoshida, M. Ohmori, T. Honda and Y. Z. Tai, Proc. 6th Int. Conf. Mechanical Behaviour of Materials, **3**, 569 (1991).
- 10) 原田泰典, 大森正信, 大西新一, 日本金属学会誌, **54**, 473 (1990).