X線による塑性変形後の低炭素鋼残留応力に関する研究*

田 丸 武 好** 小 島 公 平**

Study of Residual Stress of Low Carbon Steel after Plastic Deformation by X-Rays

by

Takeyoshi TAMARU and Kohei KOJIMA

(The Institute of the Scientific and Industrial Research of Osaka University, Sakai)

The data of stress determined by X-rays agree well with that obtained by the mechanical method in the macroelastic range. But the meaning of the residual lattice strain that is to be determined by X-rays as to the residual stress in metals subjected to plastic deformation is not yet sufficiently known. Especially in steel, the residual stress on the surface of the specimen after uniaxial plastic deformation shows higher compressive stress than in the interior by the so-called surface effect¹⁾ or the inhomogeneity of strain hardening²⁾, and the residual compressive stress is distributed uniformly over the cross section of the specimen. Moreover, there are some problems of “Gefügespannung”^{4),5)} due to the difference of the strength of ferrite phase and cementite phase³⁾, the wave length of X-rays and the diffraction plane dependency *etc.* For the application of stress measurement by X-rays in the determination of the residual stress to the plastically deformed metal, it is important to elucidate these problems.

After removal of load in each stage of uniaxial tensile deformation, in this paper, the residual stresses of the surface of several low carbon steel plates (contained 0.04%C, 0.05%C, 0.16%C, 0.21%C, 0.30%C) and the stress distribution over the cross section of specimens by electrolytic etching were determined by X-rays. The chemical composition and heat treatment of each specimen are shown in Table 1. The lattice strain was determined by $\sin^2\psi$ method from the photographic film of the diffraction line of (211) plane using $\text{CrK}\alpha_1$. Since the average ferrite grain size in the finished specimens was about 0.02-0.04mm, the diffraction line become spotty. To avoid this effect a specimen holder consisting of horizontal and vertical oscillation mechanism was prepared (Fig. 2).

The residual stresses of the surface of the specimens above 0.05%C were all compressive and increased with increasing plastic deformation (Fig. 3). These compressive residual stresses were approximately proportional to the true stress obtained by mechanical test⁶⁾. The proportional constant was nearly 0.2 (Fig. 6). From these results, on the contrary, it is shown that the residual stress of the surface can be estimated from the applied mechanical stress, but the surface stress of the steel up to 0.04%C is low and not proportional to the strain.

The residual stress distribution over the cross section of each specimen was shown in Fig. 7. The residual stress of the specimens up to 0.16%C was higher on the surface or in the vicinity of the surface than in the interior. The residual stress distribution of specimens above 0.21%C was almost uniform. The difference of these distributions is considered not only to be affected by the carbon content but also by the plastic strain⁷⁾.

(Received Sep. 18, 1964)

1 緒 言

X線による金属材料の応力測定に関する基礎研究ならびにその工学上への応用研究が、現在まで多くの研究者らによって行なわれ、X線応力測定の実用化への基礎が固められている。現在材料の弾性範囲における問題は可成りの解決をみているが、塑性変形を受けた

金属材料の残留応力に関しては、測定結果が異なる場合があり、その解釈も種々提案されているとはいえ、X線によって測定される格子ひずみの持つ意味はいまだ明確ではない。特に、鋼において引張塑性変形を¹⁾与えた後の表面には、表面効果あるいは加工硬化の不均一性に基づき内部より高い圧縮残留応力を生ずる報告もあれば、一方試料断面にわたって一様な圧縮応力が²⁾³⁾⁴⁾分布する結果も報告されている。また、フェライト相およびセメンタイト相の強度の相違に因る相応力ある⁵⁾

* 原稿受理 昭和39年9月18日

** 正会員 大阪大学産業科学研究所 堺市北花田町

いは波長、回折面依存性の問題などがある。材料の塑性加工による残留応力の測定にX線応力測定法を適用する場合に、これらの諸問題を解明することはきわめて重要である。

現在まですでに鋼について、その変形後の残留応力に関する研究が種々行なわれてきたが、材料の組織特に炭素量の影響は残留格子ひずみの変化に重要な役割を演じていると考えられ、これについて、さらに詳細な系統的な研究が必要である。ここに鋼に関する一連の研究において、本報では0.3% Cまでの低炭素鋼の炭素量の異なる数種の材料について、引張塑性変形を与えた後の表面残留応力ならびに試料断面にわたる残留応力分布をX線によって測定した結果について述べる。特性X線は $CrK\alpha$ 線を用いた。表面残留応力は0.05% C以上の鋼においてはすべて圧縮であり、変形量と共に増加するがこれより低い炭素量の鋼では異なる。

る。また、試料断面にわたる残留応力分布は必ずしも表面が最も高い値をとるとは限らず一様な分布を示す場合もある。この相違は炭素量の増加と共に明りように示される。

2 実験方法

実験に用いた材料は0.04%~0.30% Cの5種類の炭素鋼でその化学成分は Table I に示す。これらの厚さ8mmの鋼板より Fig. 1 に示す板状試験片を作成し、Table I に示した温度で空气中0.5hr 焼きもどしを行ない、塩酸で酸洗い後エメリーペーパーで仕上げ650°C 1hr 真空焼なましを行なった。さらに加工変質

Fig. 1. Shape and dimension of specimen.

Table I. Chemical composition and heat treatment of specimens.

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Cu	Normalizing		Annealing	
							Temp. °C	Hold (hr)	Temp. °C	Hold (hr)
A	0.04	0.01	0.48	0.015	0.010	0.10	930	0.5	650	1
B	0.06	0.02	0.30	0.022	0.024	0.10	930	"	"	"
C	0.16	0.02	0.27	0.017	0.022	0.11	910	"	"	"
D	0.21	0.02	0.35	0.016	0.020	0.10	900	"	"	"
E	0.30	0.19	0.49	0.015	0.019	0.11	880	"	"	"

層、脱炭の影響を除くため試験片の両面の表層を0.1 mm電解研磨によって除去した。このような試験片では実験誤差範囲内で残留応力はほとんど認められなかった。試料内部の残留応力分布の測定の場合も電解研磨によって両側から表面層を除去した。電解研磨には磷酸65, エチルアルコール35, 水35の容積比の研磨液を用い、研磨時の電流密度は150A/dm²で行なった。仕上げとして約7A/dm²で数分研磨すればさらに良い表面状態が得られる。この条件においては除去層が増してもほとんど表面荒れを生じない。

X線による測定には写真法を採用し、 $\sin^2 \psi$ 法によって応力を求めた。使用した特性X線は $CrK\alpha$ 線で1 mm ϕ の平行スリットを用い、比較物質は 325mesh以下のCr粉末で850°C 1hr 真空焼きなましを行なったものである。なお上記熱処理による試料の平均フェライト結晶粒の大きさは0.025~0.04 mmで回折線が斑点状となり、フィルムの揺動によっても正確な測定は困難であった。また、変形量も試料平行部にわたって一様ではなく測定箇所によって測定値にかなりのばらつきを生じた。これらの影響を除くため試験片が水平方向および垂直方向に任意の範囲で揺動できる試料

揺動装置を試作した (Fig. 2)。本装置の最大駆動距離は水平方向60 mm、垂直方向25 mmで、揺動速度はそれぞれ30 mm/min, 2 mm/minである。この装置は背面反射カメラの試料部に固定することができる。本実験では約1 mm ϕ の平行X線束が10 mm $\times$ 10 mmの面積を完全に照射できるようにし、フィルム静止写真でも連続した回折環が得られた。引張変形後の伸びは試料平行部中央X線照射部の標点10 mmについて1/100 mmの精度で測定した。

Fig. 2. Specimen holder consisted of horizontal and vertical oscillation mechanism.

本実験においては0.04, 0.06, 0.16, 0.21, 0.30% Cの各試験片に引張変形を与え, 機械的応力—ひずみ曲線と, ひずみの各段階において除荷したときのX線による表面残留応力 σ_x を第1式によって求め,

$$\operatorname{cosec} \theta_p = \operatorname{cosec} \theta_s \left(\sigma_x \frac{1+\nu}{E} \sin^2 \psi + 1 \right) \quad (1)$$

機械的応力と σ_x の関係を検討した. さらに電解研摩により逐次表面層を除去し, 試料断面にわたる残留応力分布をX線によって測定し試料表面部と内部の残留応力値の相違について検討した.

3 実験結果

Fig. 3はA, B, C, D, E各試料に種々の引張塑性変形を与えた場合の機械的応力 σ_m と除荷後の各ひずみにおけるX線による表面残留応力 σ_x を示す. この結果試料Aでは ε が増しても表面における残留応力は小さくほとんど変化しないが (Fig. 3 (a)), 試料B, C, D, Eにおいては明らかに圧縮残留応力 σ_x を示し, ε と共に徐々に増加している (Fig. 3 (b), (c), (d), (e)). この表面圧縮応力 σ_x は加工硬化圧縮応力, すなわち機械的に求められる真応力と耐力との差に比例する⁴⁾と考えれば第2式に示す関係となる.

Fig. 3. Relation between plastic strain and residual stress of the surface of each specimen (0.04%-0.30% C steel) after removal of load.

$$\sigma_x \approx -K (\sigma_w - \sigma_{0.2}) \quad (2)$$

ここに σ_w は機械的に求められた真応力, $\sigma_{0.2}$ は耐力, K は定数である. σ_x と $(\sigma_w - \sigma_{0.2})$ の関係はFig. 4のようになり, 定数 K の平均値は $K \approx 6.8$ となる. しかし同図からわかるようにX線によって測定される表面残留応力と機械的応力との対応性は悪く, かなりのばらつきを生じた. これはたとえばFig. 5試料Dの $\operatorname{cosec} \theta - \sin^2 \psi$ からわかるように測定上の誤差とは考えられ

Fig. 4. Relation between residual compressive stresses of the surface of specimens measured by X-ray σ_x and strain hardening compressive stresses obtained from mechanical tensile test.

Fig. 5. $\operatorname{cosec} \theta - \sin^2 \psi$ against plastic strain ε on the surface of the specimen D (Fig. 3 (d)).

ない.

いま, 機械的に求められる真応力とそれに対応する荷重状態の応力のX線による測定値との比が一定であり, その差が残留応力 σ_x に等しいとするWeberの考え方によれば第3式のようなになる.

$$\rho_s \approx -\sigma_w (1-k) \quad (3)$$

ここに k は定数である. この関係はFig. 6のようになり, $(\sigma_w + \sigma_x)/\sigma_w = k$ は ε に対しほぼ一定値 $k \approx 0.8$ となる. Fig. 6 (a), (b), (c), (d)はそれぞれ試料B, C, D, EにおけるFig. 3 (b), (c), (d), (e)に対応する. 試料表面に存在する残留応力は次に述べる試料断面にわたる残留応力分布の測定結果からも明らかのようにかなり複雑であり, 機械的応力と一義的に関係づけることには問題はあるが第2式よりも第3式が適当であることは明らかである.

各試料に約8%のひずみを与えた後電解研摩によっ

Fig. 6. The relation between $k = (\sigma_x + \sigma_w) / \sigma_w$ and strain ϵ .

Fig. 7. Residual stress distribution over the cross section of each specimen.

て逐次表面層を除去し、除去後の試料表面層の残留応力をX線によって測定した応力分布をFig. 7に示す。Fig. 3(a)にも示したように試料Aの表面残留応力は小さく表面より深さ $t = 0.05\text{mm}$ 除去すればかえってその近傍に高い圧縮応力が認められ、中心部に近づくにしたがいほぼ零となる (Fig. 7(a))。すなわちこの測定値からもとの厚さの試料の残留応力分布を求めれば表面部は圧縮、内部は引張応力となり釣合の状態であることを意味する。また、試料B, Cの $\epsilon = 8\%$ における残留応力分布はFig. 7(b), (c)に示しているが、表面近傍に高い圧縮応力を示し、除去層 t が増すにつれて減少している。しかし、試料D, Eの結果からは試料表面および内部での相違は認められず共にほぼ一様な圧縮残留応力を示した (Fig. 7(d), (e))。このような残留応力分布の顕著な相違は0.16% Cと0.21% Cの間の鋼に存在するようである。Fig. 7についての $\text{cosec } \theta \cdot \sin^2 \psi$ の関係はすべて実験誤差範囲内で直線である。なお、顕微鏡観察の結果0.16% C以上の鋼ではパーライトの存在が認められた。

4 考 察

以上のようにほぼフェライト相のみよりなる0.01% Cからフェライト・パーライトよりなる0.3% Cまでの数種の鋼について引張変形後の残留応力をX線によ

って測定し、表面残留応力に関しては変形量の増加による変化を観察し、低炭素鋼における機械的応力との対応性すなわち1 (式)あるいは2 (式)に示される関係の適否を検討した。また残留応力分布に関しては、表面効果ならびに微視的応力の炭素量による相違を調べ、応力分布の著しい相違は今まで認められてきた炭素量よりさらに低い値で現われることを示した。

すなわち、Fig. 3において0.04%~0.30% Cの各種試験片に引張変形を与えた後の表面残留応力は試料Aを除きすべて圧縮残留応力を示し、 ϵ の増加と共に徐々に増加する傾向をもつ。これと機械的に求めた加工硬化圧縮応力2 (式)とは必ずしも一致せず大きなばらつきを生じた。一方3式による k は ϵ に対してはほぼ一定値を示すことが認められ $\sigma_x \approx -\sigma_w(1-k)$ の関係が近似的に成立する。定数 $k \approx 0.8$ である。すなわちこの種の材料の表面残留応力 σ_w は機械的応力を知れば近似的に計算によって求めることが可能であることを示す。もち論変形後の試料表面の残留応力はFig. 7(a)などのように内部より低い値を示すこともあり。また試料全体の加工硬化曲線から求めた機械的な値とは必ずしも一致しないが、0.06% C以上の鋼ではほぼ満足される。Weberによって報告されたCr-Mo鋼の $\text{MoK}\alpha$ による測定においても k はほぼ同一の値を示していることは興味がある。

試料AについてはFig. 3(a)に示すように ϵ の増加によってもその表面残留応力は小さくほとんど変化していない。Hank⁴⁾は均質と考えられる0.02% CのBessemer鋼において、 $\text{CrK}\alpha$ による(211)面の測定では26%の引張変形を与えても、それによる表面残留応力はほとんど零であることを報告している。しかし $\text{FeK}\alpha$ による(220)面ではわずかに引張応力、 $\text{CoK}\alpha$ による(310)面では高い圧縮応力を示すことから、これは結晶の弾性異方性の結果であると述べているが、本実験においては、Fig. 7(a)に示すように0.05mm表面層を除去すれば高い圧縮応力を示した。これについて現在種々の回折線について実験を行なっている。

引張塑性変形を与えた試験片における試料断面にわたる残留応力分布はFig. 7に示すように試料A, B, Cにおいては表面近傍に高い圧縮応力を示し、内部に向うにしたがい減少し、試料D, Eにおいてはほぼ一様な圧縮応力を示す。このような残留応力分布の相違は0.3% Cの鋼を界としては現われるという報告もあるが、本実験の結果によれば炭素量が0.16%と0.21%の間の鋼に存在するようである。一方試料Aにおいて16%引張変形を与えた後の内部の残留応力分布は一様な圧縮応力を示す例も得られ、また既に報告したように0.25% Cの鋼の $\epsilon = 3\%$ において表面に高い圧縮応力を生ずることも認められ、塑性変形量の影響も考慮

する必要がある。これらの原因の究明にはさらに広範囲の研究が必要であると考ええる。

なお、本研究実施にあたり、材料は住友金属工業株式会社中央技術研究所のご厚意により提供いただき、特に種々ご援助いただきました同所白岩俊男氏に深く感謝の意を表します。

(昭和39年7月13日 第3回X線応力測定シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) Nishihara, T., and S. Taira, Mem. Fac. Eng. Kyoto Univ., **12**, 90 (1950).
- 2) Kolb, K., and E. Macherauch, Materialprüf., **4**, 300 (1962).
- 3) Hauk, V., and Arch. Eisenhüttenw., **25**, 254 (1954).
- 4) Hauk, V., Pre-prints of Papers Presented Fourth International Conference on Non-Destructive Testing, 226 (1963).
- 5) Bierwirth, G., Arch. Eisenhüttenw., **35**, 133 (1964).
- 6) Weber, G., Arch. Eisenhüttenw., **34**, 297 (1963).
- 7) Tamaru, T., and K. Kojima, Mem. Inst. Sci. and Ind. Res., Osaka Univ., **21**, 71 (1964).

(937頁より)

X 線残留応力測定における誤差の原因 (Sources of Error in X-Ray Measurements of Residual Stress) by B.D. Cullity, J. Appl. Phys., Vol. **35**, pp. 1915/1917 (1964)

X線応力測定における誤差の原因となる2つの問題について論じた。第1は一軸塑性変形によるもので、巨視的応力が実際に存在するとしないとにかかわらずX線回折線が移動する。数%の一軸引張変形によっても $14 \sim 35 \text{ kg/mm}^2$ の圧縮残留応力があらわれる。これは測定誤差 3.5 kg/mm^2 の数倍である。これはミクロな応力の特別な分布によるものである。すなわち、大部分の領域の圧縮応力がわずかの領域の大きな引張応力とつり合っている。これらの領域とはそれぞれ subgrain の内部とその粒界とに対応するものと想像

される。

X線応力測定が信頼し得ないのは一軸方向の塑性変形が起こった場合だけであって、溶接、焼き入れ、相転移、研摩による巨視的残留応力はX線によって測定することができる。

第2の原因は積層欠陥である。Wagner ら (1962) によって取り扱われているように積層欠陥は peak shift を起こす。しかしこれによる影響は、欠陥が一樣に分布していれば、 $\sin^2 \psi$ 法を用いてこう配から応力を求めることによって打ち消すことができる。

結論としては、 $\sin^2 \psi$ 法を用いれば積層欠陥の有無によらず、また塑性変形が起こってもそれが一方向のものでない限り、X線応力測定は信頼し得る。

(阿部武治)

(956頁へ)