

© 1982 ISIJ

二相組織鋼板の r 値に及ぼす第 2 相の影響

論文

栗原 極*・細谷 佳弘*・中岡 一秀*²Effect of Second Phase on the r -value of Dual Phase Sheet Steel

Kiwami KURIHARA, Yoshihiro HOSOYA, and Kazuhide NAKAOKA

Synopsis:

Study has been made with regard to second phase parameters: hardness ratio (c) of second phase martensite to ferrite phase, second phase volume fraction (f), and second phase spacing (d). The parameters were varied by means of combination of heat treatments; d was controlled by box-annealing, f , by quenching, and c , by tempering.

The r -value was affected strongly by the character of the second phase; it decreased with increasing c and/or f . The effect of c on the r -value was relatively small for small f and marked for large f . The decrease in d enhanced the effect of c and f on the r -value.

The above effect of the second phase can be interpreted in terms of the internal stress caused by the difference in the deformability of both constituent phases.

Finally, condition is presented for the production of dual phase steel with high r -value; furthermore, this steel has high bake hardenability and shows no yield point elongation after room temperature aging.

1. 緒 言

近年、二相組織鋼が、プレス成形用の高強度冷延鋼板として開発されている¹⁾²⁾。これらの鋼板においても、 r 値はやはり重要な材質パラメータの 1 つである。一般に r 値が材料の集合組織に強く依存することはよく知られている^{3)~6)}。しかしながら、これは単相組織鋼について言われていることであり、二相組織鋼における r 値と集合組織の関係を扱った報告は、ほとんど見られない。また二相組織鋼の r 値に及ぼす金属組織因子の影響については全く不明である。

筆者らは、二相組織鋼の成形性に関する研究の過程で興味ある現象を見出した。それは、二相組織鋼の r 値は、集合組織が同一であつても、第 2 相の性質により大きく影響されるということである⁹⁾。

この報告では、二相組織鋼の塑性変形という観点から下記の 3 つのパラメータを用いて、 r 値に及ぼす第 2 相の影響を詳細に調べた。

1) フェライト相に対する第 2 相の硬度比 c

Table 1. Chemical composition of the Al-killed steel (wt%).

C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	O
0.053	0.06	0.30	0.012	0.017	0.05	0.0027	0.0027

2) 第 2 相体積率 f 3) 第 2 相間隔 d

以下、これらを第 2 相パラメータと呼ぶ。

2. 実験方法

素材には、Table 1 に示す化学組成の Al キルド鋼を用いた。この鋼の冷間圧延のままの板 (板厚 0.8 mm) に、箱焼鈍・中間加熱・焼入れ・焼もどしから成る一連の熱処理を施して、第 2 相パラメータを変化させた。これらを Fig. 1 に示し、以下にその目的を述べる。

まず、最初の箱焼鈍は、 r 値を高くすることと、第 2 相間隔 d を変えることを目的としている。焼鈍温度として 680°C と 750°C を用いることにより、カーバイド間隔が大きく変化する。その後の焼入れで、カーバイドの

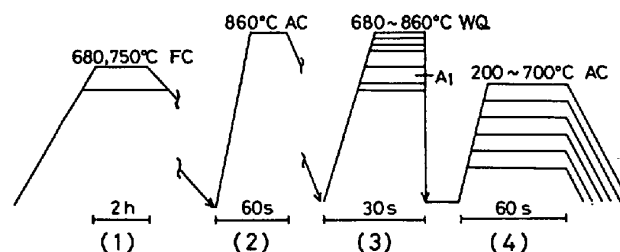


Fig. 1. Heat treatment sequence: (1) box-annealing, (2) intermediate heating, (3) quenching, and (4) tempering.

昭和 53 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 10 月 29 日受付 (Received Oct. 29, 1981)

* 日本鋼管(株)技術研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., 1-1 Minamiwatarida Kawasaki-ku Kawasaki 210)

*2 日本鋼管(株)技術研究所 工博 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

部分がオーステナイトからマルテンサイトに変態することにより、第2相マルテンサイトの間隔 d を大きく変化させることができる。

次の中間加熱は、後続の焼入処理における加熱温度の違いにより焼入前のフェライト相の集合組織に差異が生じることを避ける目的で、試料をあらかじめ加熱しておく処理である。中間加熱の温度は、焼入温度の最高値に等しく選び、 860°C とした。この処理は、焼入温度が一定で焼もどし温度のみ変える実験では省略した。この処理も含め、後続の熱処理にはすべてソルトバスを用いた。

その次の焼入処理は、第2相体積率 f を変化させることを目的として、 680°C から 860°C までの種々の温度に試料を加熱し、その後、氷水中に焼入れて行つた。一部の試料については、 A_1 点以下で焼入れを行い、比較のためのフェライト単相試料を得た。

最後の焼もどし処理は、硬度比 c を変化させることを目的として、試料を 200°C から 700°C まで、種々の温度に加熱後空冷して行つた。

熱処理の後、全試料について調質圧延を行い、降伏点伸びを消去した。

調質圧延後の試料は、集合組織を見るため、主な面についてX線積分反射強度を測定した。

硬度比 c は、フェライト相と第2相マルテンサイトの両者の硬度を、特製の超マイクロビッカース硬度計により測定して算出した。硬度測定の前荷重は 1g とし、圧痕の寸法は電界電子放射型の走査電顕を用いて測定した。

第2相体積率 f と第2相間隔 d は、それぞれ点算法とリニアインタセプト法で求めた。

r 値は、試料に 10% の引張変形を加えて測定した。測定方向は圧延方向から 0° 、 45° 、 90° とし (それぞれ r_0 、 r_{45} 、 r_{90} で表す)、平均値 \bar{r} は $\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$ で定義し算出した。

3. 実験結果

3.1 硬度比 c の影響

供試材には、箱焼鈍を 750°C で行い、続いて焼入温度を 800°C (二相試料) と 700°C (フェライト単相試料) にとり、焼戻温度を $200\sim 700^{\circ}\text{C}$ と大幅に変化させた試料を用いた。供試材の組織を Photo. 1 に示す。二相試料の第2相体積率 f は、 17% で一定である。

透過電顕により、二相試料の第2相マルテンサイトを調べた結果、焼戻温度の上昇にともなう下部組織の回復が見られるものの、 700°C 焼もどしの場合でもようやくサブグレインが形成されるだけで、再結晶は全く起こっていない。これは焼もどし時間が 60s と短いこと

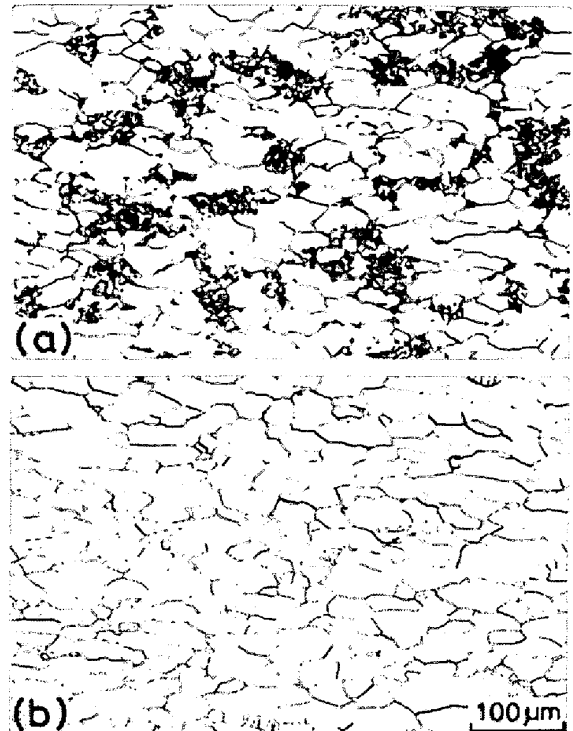


Photo. 1. Microstructure of (a) dual phase sample and (b) ferrite single phase sample.

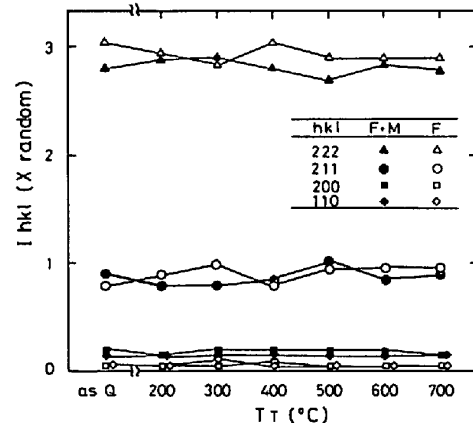


Fig. 2. Texture of the samples tempered at various temperatures (T_T). Box-annealing temperature: 750°C . F: ferrite single phase sample (700°C WQ). F+M: ferrite-martensite dual phase sample (800°C WQ).

によると思われる。

試料の集合組織は、焼もどし温度によらず一定であることが、X線積分反射強度の測定により確認された。測定結果を Fig. 2 に示す。なお、二相試料の集合組織は単相試料とはほぼ同一であるが、ごくわずかにランダムな方向にシフトしている。この傾向は後述 (3.2 節) のように、第2相体積率の増加にともない現れるものである。

二相試料のフェライト相とマルテンサイト相の硬度を Fig. 3 に示す。マルテンサイト相の硬度は、焼もどし

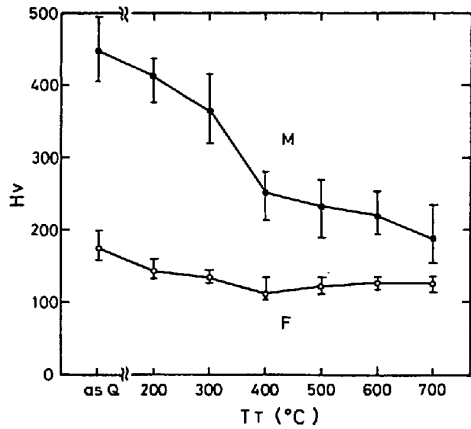


Fig. 3. Hardness change of constituent phases of the dual phase sample shown in Fig. 2. T_T : tempering temperature. M: second phase martensite. F: ferrite.

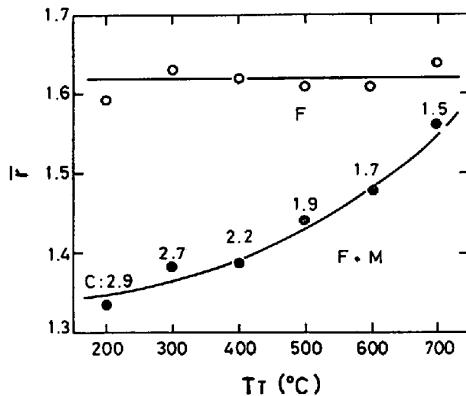


Fig. 4. Change in mean r -value, \bar{r} , of the samples shown in Fig. 2. T_T : tempering temperature. c : hardness ratio.

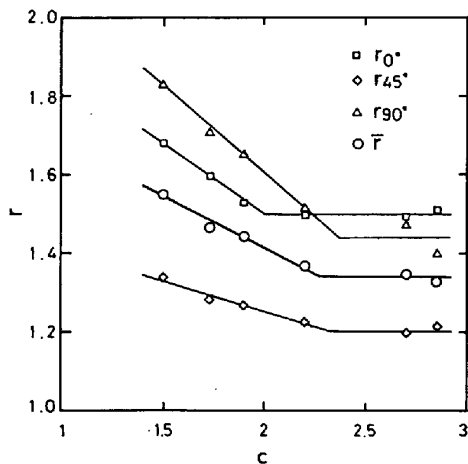


Fig. 5. Relation between r -value and hardness ratio, c .

温度の上昇にともない急激に低下するが、フェライト相の硬度はゆるやかに変化している。これらの結果から硬度比 c を算出した。

試料の \bar{r} 値を Fig. 4 に示す。フェライト単相試料の \bar{r} 値は、焼もどし温度によらず一定である。二相試料で

はこれと全く異なる挙動を示しており、焼もどし温度により変化している。二相試料の \bar{r} 値は、焼もどし温度の低い領域では単相試料よりかなり低く、焼もどし温度の上昇にともない徐々に増加している。

焼もどし温度による \bar{r} 値の変化が二相試料にのみ起こることから、第 2 相が \bar{r} 値に影響を及ぼしていることが明らかである。焼もどしにより変化する第 2 相パラメータは硬度比 c であり、これが \bar{r} 値に変化を起こす原因と考えられる。

この図 (Fig. 4) の横軸の焼もどし温度 T_T を硬度比 c で置き換えると、Fig. 5 に示すように、 c と r 値の関係が得られる。 r 値は c の増加にともない直線的に低下し、その後一定値となつている。この図には \bar{r} 値以外に板面内各方向の r 値を併載したが、 r 値が低下してから一定値へ移る点はいずれも $c=2.3$ 前後である。

3.2 第 2 相体積率 f の影響

供試材には、箱焼鈍温度を 750°C と 680°C として第 2 相間隔を変化させ、全試料 860°C に加熱空冷 (中間加熱) した後、焼き入れ焼もどし処理した試料を用いた。焼入温度は $680\sim 860^\circ\text{C}$ として、体積率を変化させ、焼もどし温度は $300\sim 500^\circ\text{C}$ として硬度比を大きく変化した。組織を Photo. 2 に示す。写真から明らかなように、第 2 相間隔 d の大きい試料 ($d=90\ \mu$, 750°C 箱焼鈍) と d の小さい試料 ($d=25\ \mu$, 680°C 箱焼鈍) のおのおのについて、第 2 相体積率 f が種々変化している。

試料の集合組織は Fig. 6 に示すように、第 2 相体積率 f の増加にともない、徐々にランダムな方向に変化している。この図は第 2 相間隔 d が大きい試料の場合であるが、 d が小さい場合でも同様と考えられる。いずれにせよ、試料の集合組織の f による変化は比較的小さいと言える。

試料の \bar{r} 値を Fig. 7, 8 に示す。ここでは、 f の影響と c の影響を分離して理解するために、縦横軸に c, f をそれぞれとり、 \bar{r} 値をプロットし等 \bar{r} 曲線を描いた。ここでも c の増加にともなう \bar{r} 値の低下が見られるが、 f の小さい領域 (10% 前後) ではあまり顕著ではなく、 f の大きい領域で、 c の増加にともなう \bar{r} 値の低下が顕著であることがわかる。

次に c 一定の場合を図中でたどると、 f による \bar{r} 値の変化が明らかとなる。 \bar{r} 値は f の増加にともない低下している。この \bar{r} 値の低下は、 c が小さい領域では緩やかであり集合組織の変化 (Fig. 6) を反映しているものと思われる。逆に c が大きい領域では f の増加にともなう \bar{r} 値の低下が大きい。

このように、二相試料の \bar{r} 値に及ぼす c, f の影響は、

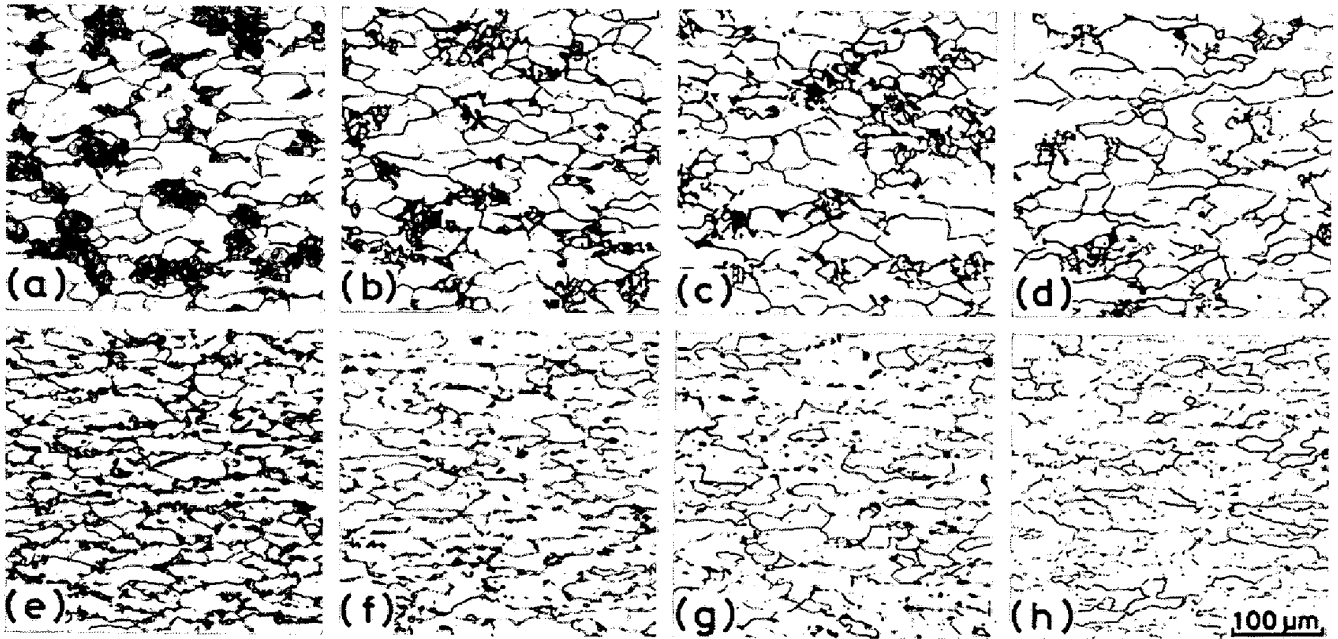


Photo. 2. Microstructure of the samples with the second phase spacing, d , of (a-d) $90\ \mu$ and (e-h) $25\ \mu$. Box annealing temperature : (a-d) 750°C and (e-h) 680°C . Quenching temperature : (a, e) 840°C , (b, f) 800°C , (c, g) 750°C , and (d, h) 680°C .

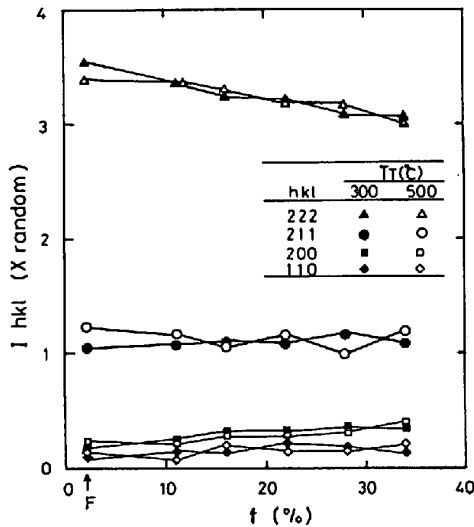


Fig. 6. Texture change due to second phase volume fraction, f .

どちらか一方が小さい場合あまり目立たないが、両者の増加により非常に顕著となることわかる。

3.3 第2相間隔 d の影響

第2相間隔 d の小さい場合 (Fig. 8) を大きい場合 (Fig. 7) と比較すると、この場合、等 \bar{r} 曲線が左下すなわち c, f の小さい方向にシフトしている。このことは、 d の減少により、 c, f の影響が強化されたことを意味している。

4. 考 察

実験結果より、3つの第2相パラメータ (c, f, d) が

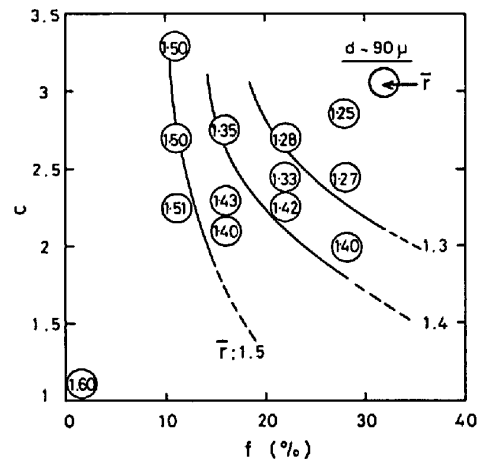


Fig. 7. Effect of hardness ratio, c , and second phase volume fraction, f , on the \bar{r} -value of the samples with large d ($90\ \mu$).

いずれも二相組織鋼の r 値に影響を与えることが明らかとなつた。すなわち c と f の増加および d の減少が、いずれも r 値の低下につながるということである。ここでは、硬質相を第2相として持つ材料の塑性変形挙動を考え、第2相の影響すなわち r 値低下の機構を考察する。

4.1 二相組織材料の r 値

二相組織材料の r 値 r' は、母相の歪み増分 (以下塑性歪み増分を表す) $d\epsilon_{Iw}$ 、第2相の歪み増分 $d\epsilon_{IIw}$ 、および第2相体積率 f により次のように表される。

$$r' = \frac{(1-f)d\epsilon_{Iw} + fd\epsilon_{IIw}}{(1-f)d\epsilon_{It} + fd\epsilon_{IIt}} \dots\dots\dots (1)$$

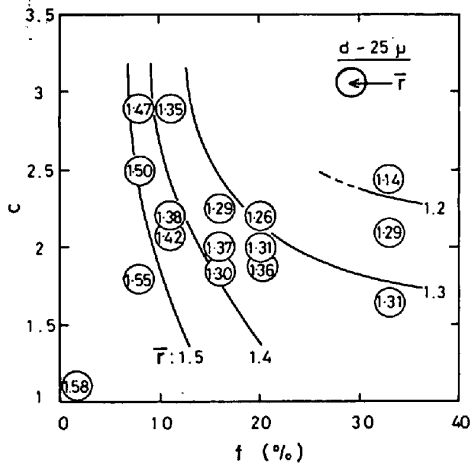


Fig. 8. Effect of hardness ratio, c , and second phase volume fraction, f , on the \bar{r} -value of the samples with small d (25μ).

ここで、添字 w, t はそれぞれ板幅、板厚方向を表す。

硬度比の増加にともない、第 2 相は変形しにくくなる。その結果、式(1)中の第 2 相の歪み増分 $d\epsilon_{11w}, d\epsilon_{11t}$ は母相に比べて無視できるようになり、 r' は次のように簡略化される。

$$r' = \frac{d\epsilon_{11w}}{d\epsilon_{11t}} \dots\dots\dots (2)$$

この式は、二相組織材料の r 値 r' が母相の歪み比 (以下、板幅対板厚の塑性歪み比を表す) に等しくなることを示している。ここで注意すべきことは、式(2)の右辺で表される母相の歪み比が二相組織材料内における歪み比であるということである。これが、第 2 相の無い場合の歪み比とは異なるということが、本研究の実験結果により明らかになったのである。

4.2 母相の塑性変形挙動

第 2 相の存在が母相の歪み比を変化させる理由は、ミクロ的には作働すべり系の変化と関連づけられるものであろう。作働すべり系が変化することは、母相中での応力状態が変化したことと起因すると考えることができる。実際には、この応力状態の変化の状況は場所によつて異なっているものと考えられるが、ここではこれを直接扱うことは避け、マクロな応力状態の変化が母相の歪み比に与える影響について考察を進める。

そこで、二相組織材料の母相は、引張変形の際に単軸応力以外の外力を受けると仮定する。この母相に対する外力は、後述 (4.3 節) のように、構成相の変形能の差にもとづく材料の内部応力と等価である。

一般に、材料の歪み比に及ぼす外力の影響は、HILL¹⁰⁾ の降伏条件およびそれから導かれる歪み増分と応力の関係により推定可能である。直交塑性異方性の主軸と応力

の主軸 x, y, z が一致する場合、歪み増分と応力の関係は、異方性パラメータ F, G, H により次のように表される。

$$d\epsilon_{yy} = (-HZ + FX)d\lambda \dots\dots\dots (3)$$

$$d\epsilon_{zz} = (-FX + GY)d\lambda \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 X, Y, Z は偏差応力を表し、応力成分 (σ_{xx} 等) で表すと、 $X = \sigma_{yy} - \sigma_{zz} = -Y - Z$, $Y = \sigma_{zz} - \sigma_{xx}$, $Z = \sigma_{xx} - \sigma_{yy}$ であり、 $d\lambda$ は比例定数である。主軸 x, y, z を試料の引張方向、幅方向、板厚方向にそれぞれとると、材料の歪み比 r_x' は次のようになる。

$$r_x' = d\epsilon_{yy} / d\epsilon_{zz} \dots\dots\dots (5)$$

式(3), (4)および、 x, y 方向の単軸引張による r 値 r_x, r_y と異方性パラメータの関係 $H/G = r_x, H/F = r_y$ を用いると、材料の歪み比 r_x' は次のようになる

$$r_x' = -r_x \frac{1 + 1/r_y + 1/r_y \cdot Y/Z}{r_x/r_y + (r_x/r_y + 1) \cdot Y/Z} \dots\dots\dots (6)$$

この式を Y/Z について解き応力成分で表す。

$$-\frac{Y}{Z} = \frac{\sigma_{xx} - \sigma_{zz}}{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}} = \frac{1 + r_x' + r_y}{1 + r_x' + r_y \cdot r_x' / r_x} \dots\dots\dots (7)$$

この式の右辺は、 r_x' / r_x が 1 より小さい場合 1 より大きくなるのが容易にわかる。またその逆も成り立つ。したがつて、 $r_x' < r_x$ となる条件は次のようになる。

$$|\sigma_{xx} - \sigma_{zz}| > |\sigma_{xx} - \sigma_{yy}| \dots\dots\dots (8)$$

ここで σ_{xx} は引張軸方向の応力であるから σ_{yy}, σ_{zz} より大きいことが明らかであり、式(7)の絶対値記号は除去できる。したがつて $r_x' > r_x$ となる条件は次のようになる。

$$\sigma_{yy} > \sigma_{zz}$$

これより、板幅方向の応力成分 (σ_{yy}) が板厚方向の応力成分 (σ_{zz}) より大きければ、材料の歪み比 r_x' が単軸応力の場合 ($\sigma_{yy} = \sigma_{zz} = 0$) の歪み比 r_x より小さくなるのがわかる。

二相組織鋼のフェライト相においても、このような応力が外力として作用していると仮定することにより、歪み比の低下の説明が可能となる。

次に、どの程度の大きさの外力が作用すれば、実験結果に示された程度の r 値低下が起こるかを推定する。これは補追に述べる方法で計算され、実験値 $r_x = 1.91, r_y = 1.61, r_x' = 1.40$ に対しては、 $\sigma_{yy} - \sigma_{zz} = 0.047 \sigma_0$ となる。ここで σ_0 は、フェライト単相の場合の x 方向引張における flow stress である。このように r 値の低下は、flow stress のわずか 5% にすぎない応力差により顕著に現れることがわかる。

4.3 試料内部応力

前節でも触れたように、フェライト相に対する外力

は、試料の変形中の内部応力と等価である。この内部応力は、母相と硬質相の変形能の差にもとづく歪み増分の差に起因すると考えられる。この内部応力は両相の歪み増分の差が大きいほど大きいと仮定しても、間違いはないと思われる。その結果、硬度比が大きいほど歪み増分の差が大きくなり、内部応力が大きくなる。また、同一試料内でも、方向による歪み増分の差に応じて、内部応力が異なることになる。 r 値が1より大きい試料では、板幅方向の歪みが板厚方向より大きいと、歪み増分の差も板幅方向がより大きくなる。すると、内部応力は板幅方向が板厚方向より大きくなり、内部応力と等価なフェライト相に対する外力も、板幅方向が板厚方向より大きくなる。その結果前節で述べたように、フェライト相の歪み比 ($d\epsilon_{1w}/d\epsilon_{1t}$) が低下し、試料全体の r 値の低下をもたらす。

4.4 第2相パラメータの影響

前節の機構により第2相パラメータの役割を考えると、次のようになる。

- 1) 硬度比 c の増加：両相の歪み増分の差を拡大し、内部応力の増加をもたらす。
- 2) 第2相体積率 f の増加：上記の内部応力が作用する領域を拡大させる。
- 3) 第2相間隔 d の減少：上記の内部応力の緩和を防げていると思われ、結果として、 c, f の影響を強める。

4.5 第2相の変形能

最後に、実験結果の中で得られた1つの興味ある結果について考察を行う。

硬度比 c と r 値の関係 (Fig. 5) において、 r 値は c の増加にともない減少し、 $c=2.3$ 以上で一定値となった。これは今までの考察から、内部応力が c の増加にともない増加し、その後、飽和することを示している。

硬度比の増加により第2相の歪み (歪み増分) が急激に低下することは、よく知られている^{11)~13)}。したがって、 c の増加にともない、母相と第2相の歪み (歪み増分) の差は増加し、 c がある程度大きくなると第2相がほとんど変形しなくなり、歪み (歪み増分) の差は c によらず一定となる。その結果、内部応力も最初増加した後、飽和すると考えられる。

友田ら¹²⁾によれば、第2相の歪みは母相に対して、 $c=3$ の場合約 10^{-1} 倍、 $c=4.5$ の場合約 10^{-2} 倍である。今回の結果は、これより少し低目の $c=2.3$ で、第2相の変形が無視し得る程度に低下したことを示している。

一般に、第2相の変形を直接測定することは困難であり、応力-歪み関係から逆算して求めることが行われているが、この硬度比と r 値の関係からも、第2相の変形

に関する情報が得られる可能性があり、研究手段の1つになり得ると思われる。

4.6 深絞り用高強度二相組織鋼の設計指針

深絞り用高強度鋼板を設計する場合には、 r 値と他の諸特性とのバランスを考える必要がある。深絞り用高強度鋼板として考慮すべき特性には、 r 値、強度の他に、時効性がある。ここで、時効性としては、室温で時効しにくく (耐時効性)、成形後の熱処理 (塗装焼付処理を利用する) により強度が上昇することが望ましい。これらの諸特性を同時に向上させるためには、以下に述べるように、二相組織を利用することが最適の方法である。

二相組織鋼は、合金元素によらずに強度上昇を計ることが可能であり¹⁴⁾、後述のように、時効性に対しても有利である。しかし実験結果のように r 値に対しては不利である。そこで、母相の r 値が高くなるように母相の集合組織を改善しておくことと、目標に応じた第2相パラメータ c, f, d の制御が必要である。

(1) 母相の r 値の向上

母相の集合組織および r 値には、化学成分、熱延巻取条件、焼鈍温度が、大きく関与している。一般に、高い r 値を得るためには、C, Mn などが低い方がよいことが知られている¹⁵⁾。しかし、Mn など合金成分の低い鋼は焼入性が低いため、二相組織を得るためには焼鈍後の急冷が必要である。この目的には連続焼鈍が適している。

連続焼鈍により高い r 値を得る方法としては、今回の実験のようにあらかじめ箱焼鈍を施す方法も可能であるが、焼鈍工程が2工程となる欠点がある。連続焼鈍のみで高い r 値を得る方法としては、熱延において高温巻き取りを行い高温焼鈍を行う方法が確立されている¹⁶⁾。この方法により、母相の集合組織および r 値の改善が可能であり、以下、この方法について議論を進める。

(2) 第2相パラメータの制御

第2相パラメータ c, f, d について考える。まず第2相間隔 d については、前述の熱延における高温巻き取りによりカーバイド間隔が大きくなり、その結果 d も大きくなるので、 r 値に対して有利となる (3.3 節参照)。

次に、硬度比 c と第2相体積率 f については、いずれも低い方が r 値に対し有利であるが (3.1, 3.2 節参照)、強度とのバランスを考える必要がある。

強度と c, f の関係を模式的に表すと、Fig. 9 のようになる。強度は、 f に対して直線的に変化し、直線の傾きが c に対応している。この図に r 値と c, f の関係 (例えば Fig. 7) を描き入れると、等 r 曲線は図中の太線のようになる。等 r 曲線は、 r 値の高い領域 (図中左下)

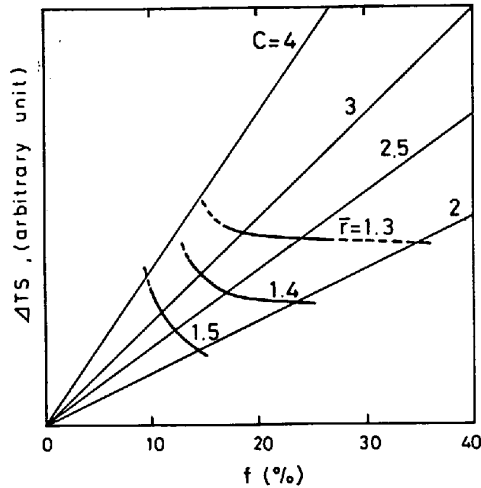


Fig. 9. Schematic illustration of relation among the \bar{r} -value, second phase volume fraction, f , hardness ratio, c , and increase in tensile strength, Δ TS, due to second phase.

Table 2. Mechanical properties of the steels as temper-rolled, aged at 38°C for 8 days (YS* YPEI*), and aged at 170°C for 20 min after 2% prestraining (Δ YS_{BH})¹⁷⁾.

As temper-rolled					After aging		
YS (kg/mm ²)	YPEI (%)	TS (kg/mm ²)	El (%)	\bar{r}	YS* (kg/mm ²)	YPEI* (%)	Δ YS _{BH} (kg/mm ²)
23.9	0	37.0	39.5	1.62	24.0	0	10.7

では、左上りの曲線となる。これから、 \bar{r} 値を一定水準に保ちながら強度を上げるためには、 f を小さく c を大きくすればよいことがわかる。

(3) 総合特性

以上をまとめると、次のようになる。素材には合金成分の低い鋼を用い、熱延高温巻き取りの後、冷延および連続焼鈍を行う。連続焼鈍条件は、高温焼鈍、低温 (> Ar₁) 焼入れ、低温焼もどしとして、 f を小さく c を大きくする。この方法で、 r 値の高い二相組織鋼を得ることができるが、詳細な条件は、目標とする品質により種々の組み合わせが可能である。ここでは、西本ら¹⁷⁾により得られた一例を Table 2 に示す。この鋼板は、軟質材用の鋼を用いて、熱延高温巻き取りを行い、急冷(水冷)焼もどし型の連続焼鈍により製造されている。この表に示すように、高い r 値と延性の他に、時効性も優れた鋼板が得られている。このように耐時効性と高い BH 性を有することは、急冷焼戻型の二相組織鋼の特徴である¹⁴⁾¹⁸⁾。

以上のように、第 2 相パラメータを適切に選ぶことにより、 r 値が高く、同時にその他の諸特性にも優れた高強度二相組織鋼板の製造が可能である。

5. 結 論

二相組織鋼の r 値におよぼす第二相の影響を実験により解明した。母相に対する第 2 相の硬度の比 c 、第 2 相体積率 f 、第 2 相間隔 d の影響を調べ、以下の結論を得た。

- (1) 二相組織鋼の r 値は、第 2 相の影響を受け、 c 、 f 、 d により変化する。
- (2) 二相組織鋼の r 値は、 c 、 f の増加にともない低下する。
- (3) r 値に及ぼす c の影響は、 f が小さい場合は弱く、 f が大きい場合は強い。
- (4) 上記 c 、 f の影響は、 d の減少により強化される。
- (5) r 値に及ぼす第 2 相の影響は、母相と第 2 相の変形能の差により発生する内部応力により説明可能である。
- (6) 以上より、深絞り用高強度二相組織鋼板の設計指針は、フェライト母相集合組織改善と、目標品質に応じた c 、 f の選定であり、その方法を提案した。

補 追

直交異方性材料の降伏条件は次のように表される。

$$FY^2 + GY^2 + HZ^2 = \phi \dots\dots\dots (A1)$$

ここに、 ϕ は定数であり、その他は本文に同じである。定数 ϕ は、 x 方向の単軸引張における flow stress を ϕ とすると、 $X=0$ 、 $Y=-\sigma_0$ 、 $Z=\sigma_0$ となるので、次のように表される。

$$\phi = (G+H) \sigma_0^2$$

ここで、 F 、 G 、 H を本文と同様に、 r_x 、 r_y で表し、 $X=-(Y+Z)$ により X を消去すると、式(A1) は次のようになる。

$$1/r_y(Y+Z)^2 + 1/r_x \cdot Y^2 + Z^2 = (1/r_x + 1) \sigma_0^2 \dots\dots\dots (A2)$$

これを解くと、 Y 、 Z は次のようになる。

$$Y = -\sqrt{\frac{1+r_x}{a^2 + 1/r_y(1-a)^2 + 1/r_x}} \sigma_0 \dots\dots\dots (A3)$$

$$Z = -aY \dots\dots\dots (A4)$$

$$a = \frac{1+r_x' + r_y \cdot r_x' / r_x}{1+r_x' + r_y} \dots\dots\dots (A5)$$

文 献

- 1) Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Proceedings of a symposium, Ferrous Metallurgy Committee of TMS-AIME, Oct. 26, (1977) Chicago
- 2) Structure and Properties of Dual-Phase Steel, Proceedings of a symposium, Heat Treatment

- Committee of TMS-AIME, Feb. 26, (1977)
New Orleans
- 3) R. S. BURNS and R. H. HEYER: Sheet Metal Ind., 35 (1958), p. 261
 - 4) R. W. VIETH and R. L. WHITELEY: IDDRG Colloquim, (1964) London
 - 5) J. A. ELIAS, R. H. HEYER, and J. H. SMITH: Trans, Met. Soc. AIME, 244 (1962), p. 678
 - 6) 長嶋晋一, 武智 弘, 加藤 弘: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 393
 - 7) W. F. HOSFORD and W. A. BACKOFEN: Fundamentals of Deformation Processing, (1964) [Syracuse Univ. Press]
 - 8) 大久保忠恒: 塑性と加工, 9 (1968), p. 681
 - 9) 細谷佳弘, 栗原 極, 荒木健治, 中岡一秀: 鉄と鋼, 64 (1978), S759
 - 10) R. HILL: The Mathematical Theory of Plasticity, (1950) [Oxford Press]
 - 11) B. KARLSSON and G. LINDEN: Mat. Sci. Eng., 17 (1975), p. 209
 - 12) 友田 陽, 黒木剛司郎, 田村今男: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 107
 - 13) H. FISCHMEISTER and B. KARLSSON: Z. Metallkde, 68 (1977), p. 311
 - 14) 内田国木, 荒木健治, 福中司郎, 小池康夫, 栗原孝雄: 鉄と鋼, 61 (1975), S149
 - 15) 例えば H. HU and S. R. GOODMAN: Met. Trans., 1 (1970), p. 3057
 - 16) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 岩瀬耕治: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 846
 - 17) 西本昭彦, 細谷佳弘, 中岡一秀: 鉄と鋼, 66 (1980), A201
 - 18) 栗原 極, 荒木健治, 中岡一秀: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 343